

**Fadiga *fretting* em laminados compósitos de
aramida**
(versão final após defesa)

Corneliu Chitanu

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em
Engenharia Aeronáutica
(mestrado integrado)

Orientador: Prof. Doutor Paulo Nobre Balbis dos Reis
Coorientador: Prof. Doutor Carlos Navarro Pintado
Coorientador: Prof. Doutor Jesús Vázquez Valeo

novembro de 2021

Agradecimentos

A realização desta dissertação de mestrado só foi possível devido à colaboração e contributo de várias pessoas, que num maior ou menor envolvimento foram importantes e a quem eu expresseo o meu agradecimento.

Em primeiro lugar, gostaria de agradecer ao professor Paulo Reis pela sua orientação e pelo todo o seu tempo dedicado a este projeto. Também queria agradecer pela oportunidade que me ofereceu na realização deste projeto em parceria com a Universidade de Sevilha e por toda a motivação dada em alturas de maior dificuldade.

Me gustaría agradecer al profesor Carlos Navarro y al profesor Jesús Vázquez, por su inestimable ayuda en todo el desarrollo del trabajo experimental, por los conocimientos y consejos que compartiran, especialmente en estos tiempos inusuales debido a la pandemia. Agradezco a la Universidad de Sevilla, en particular al Departamento de Ingeniería Mecánica y Fabricación, las instalaciones y materiales puestos a disposición, así como a todos los técnicos implicados que han contribuido a la realización de este proyecto.

Aos meus amigos de longa data, que mesmo com a distância permitiram que a nossa amizade continuasse a mesma. Aos meus amigos e colegas de curso, que durante estes longos anos de curso fizeram com que a distância de casa parecesse curta e se tornaram numa segunda família.

Por fim, um profundo agradecimento à minha Mãe, a quem dedico este trabalho, pelo esforço em todo o meu percurso académico, sem a qual nada teria sido possível.

A todos o meu sincero e profundo agradecimento.

Resumo

Os materiais compósitos poliméricos, devido às suas propriedades intrínsecas, têm vindo a ser utilizados cada vez mais nas mais diversas áreas da engenharia. Neste sentido, é expectável que a possibilidade de ocorrerem falhas também se torne cada vez maior. Atualmente, o estudo da fadiga *fretting* em laminados compósitos poliméricos tem sido pouco explorado e é cada vez mais importante devido a estes substituírem cada vez mais os tradicionais materiais metálicos. Assim, este trabalho tem como objetivo analisar o comportamento à fadiga *fretting*, com recurso a ensaios experimentais, de laminados compósitos de aramida e laminados compósitos híbridos de aramida/carbono. O trabalho experimental foi realizado no LIM (*Laboratorio de Ingeniería Mecánica*) do DIMF (*Departamento de Ingeniería Mecánica y Fabricación*) da ETSI (*Escuela Técnica Superior de Ingeniería*) da US (*Universidad de Sevilla*). Os ensaios de fadiga *fretting* foram realizados nos compósitos com pontes de contacto cilíndrico de AISI 304, com uma configuração de contacto cilindro-plano, e realizados numa máquina de ensaios MTS 810 para diferentes níveis de carga, frequência constante (8 Hz) e condições ambiente. Verificou-se que para as cargas cíclicas mais elevadas o *fretting* não influencia a vida útil do laminado. No entanto, o efeito do *fretting* intensifica-se à medida que a tensão máxima diminui. Também se verificou que não existe uma influência significativa na vida à fadiga para ambos os laminados na gama das cargas normais aplicadas (dos 6 aos 11 kN).

Palavras-chave

fadiga *fretting*; laminados compósitos; aramida; carbono; hibridização.

Abstract

Polymeric composite materials, due to their intrinsic properties, have been increasingly used in various areas of engineering. In this sense, it is expected that the possibility of failure also becomes increasingly higher. Currently, the study of fretting fatigue in polymeric composite laminates has been little explored and it is increasingly important due to the fact that these are increasingly replacing the traditional metallic materials. Thus, this work aims to analyse the fretting fatigue behaviour, using experimental tests, of aramid composite laminates and aramid/carbon hybrid composite laminates. The experimental work was carried out at the LIM (*Laboratorio de Ingeniería Mecánica*) of the DIMF (*Departamento de Ingeniería Mecánica y Fabricación*) of the ETSI (*Escuela Técnica Superior de Ingeniería*) at the US (*Universidad de Sevilla*). The fretting fatigue tests were performed on the composites with cylindrical contact bridges of AISI 304, with a cylinder-plane contact configuration, and performed in an MTS 810 testing machine for different load levels, constant frequency (8 Hz) and ambient conditions. It was found that for the highest cyclic loads, fretting does not influence the laminate life. However, the effect of fretting intensifies as the maximum stress decreases. It was also found that there is no significant influence on fatigue life for both laminates in the range of applied normal loads (from 6 to 11 kN).

Keywords

fretting fatigue; composite laminates; aramid; carbon; hibridization.

Índice

| | | |
|------------|--|----|
| Capítulo 1 | Introdução | 1 |
| 1.1 | Motivação | 1 |
| 1.2 | Objetivos | 3 |
| 1.3 | Estrutura da dissertação | 3 |
| Capítulo 2 | Enquadramento teórico | 5 |
| 2.1 | Materiais compósitos | 5 |
| 2.1.1 | Definição e evolução histórica | 5 |
| 2.1.2 | Matrizes | 8 |
| 2.1.3 | Reforços | 10 |
| 2.1.4 | Setor aeronáutico | 12 |
| 2.1.5 | Mecanismos de dano em materiais compósitos reforçados por fibras | 17 |
| 2.2 | Fadiga | 19 |
| 2.2.1 | Definição e evolução histórica | 19 |
| 2.2.2 | Parâmetros da fadiga | 20 |
| 2.2.3 | Mecanismos de dano em materiais compósitos | 21 |
| 2.3 | Fadiga <i>fretting</i> | 23 |
| 2.3.1 | Definição e evolução histórica | 23 |
| 2.3.2 | Ensaio de fadiga <i>fretting</i> | 27 |
| 2.3.3 | Fadiga <i>fretting</i> em materiais compósitos poliméricos | 30 |
| 2.3.4 | Fadiga <i>fretting</i> em acidentes com aeronaves | 36 |
| Capítulo 3 | Material, equipamento e procedimento experimental | 37 |
| 3.1 | Fabricação dos laminados | 37 |
| 3.2 | Provetes | 39 |
| 3.3 | Equipamento utilizado | 41 |
| 3.4 | Procedimento experimental | 49 |
| 3.4.1 | Ensaio de tração | 49 |
| 3.4.2 | Ensaio de fadiga | 49 |
| 3.4.3 | Ensaio de fadiga <i>fretting</i> | 50 |
| Capítulo 4 | Análise e discussão dos resultados | 53 |
| 4.1 | Ensaio de tração | 53 |
| 4.2 | Fadiga | 58 |
| 4.2.1 | Ensaio de resistência residual | 63 |
| 4.3 | Fadiga <i>fretting</i> | 64 |
| Capítulo 5 | Conclusões finais e recomendações para trabalhos futuros | 75 |
| 5.1 | Conclusões | 75 |

| | |
|--|----|
| 5.2 Propostas para trabalhos futuros | 76 |
| Bibliografia..... | 77 |

Lista de Figuras

| | | |
|---------------|---|----|
| Figura 1.1 – | Alguns exemplos de componentes que sofrem <i>fretting</i> : (a) Feixe de molas; (b) Junta aparafusada; (c) Ajuste por interferência; (d) União eixo-cubo; (e) Pá com junta tipo rabo de andorinha no rotor; (f) União com pinos (adaptado [1,5]). | 2 |
| Figura 2.1 – | Formação de um material compósito a partir de fibras e resina (adaptado [2]). | 5 |
| Figura 2.2 – | A evolução da importância relativa dos materiais de engenharia em função do tempo (a escala de tempo não é linear) [11]. | 6 |
| Figura 2.3 – | Comparação gráfica de algumas propriedades de metais e compósitos (adaptado [8]). | 7 |
| Figura 2.4 – | Esquema de classificação com base na matriz utilizada. | 8 |
| Figura 2.5 – | Esquema de classificação com base no reforço do material compósito (adaptado [9]). | 10 |
| Figura 2.6 – | Evolução da % de massa de compósitos em aviões comerciais (adaptado [3]). | 13 |
| Figura 2.7 – | Aplicação de material compósito no <i>Airbus A320/319</i> . Ilustra as aplicações típicas de compósito antes da introdução do <i>A380</i> e <i>B787</i> (adaptado [17]). | 13 |
| Figura 2.8 – | (a) Pá do motor e (b) carcaça do fan em fibra de carbono para o motor com turbina a gás <i>GENx</i> . (c) Nacela e carenagem, em compósito, de um motor com turbina a gás [16]. | 15 |
| Figura 2.9 – | Motor <i>GENx</i> produzido para o <i>Boeing 787 Dreamliner</i> e <i>747-8</i> [20]. | 16 |
| Figura 2.10 – | Materiais utilizados no (a) <i>Boeing 787 Dreamliner</i> e no (b) <i>Airbus A350 XWB</i> [21]. | 16 |
| Figura 2.11 – | Mecanismos de dano em compósitos reforçados por fibras (adaptado [22,24]). | 18 |
| Figura 2.12 – | Comparação do comportamento à fadiga entre metais e compósitos [27]. | 19 |
| Figura 2.13 – | Parâmetros utilizados no estudo da fadiga (adaptado [9]). | 20 |
| Figura 2.14 – | Evolução da fadiga da rigidez de um material compósito multidirecional [12]. | 21 |

| | | |
|---------------|---|----|
| Figura 2.15 – | Evolução global dos mecanismos de dano num compósito multidirecional sujeito à fadiga [33]. | 22 |
| Figura 2.16 – | Processo de fadiga num laminado compósito de tecido vidro/epóxi (adaptado [34]). | 23 |
| Figura 2.17 – | Termos utilizados no fenómeno do <i>fretting</i> . | 24 |
| Figura 2.18 – | Esquema das diferenças entre <i>fretting</i> , fadiga e fadiga <i>fretting</i> (adaptado [44]). | 25 |
| Figura 2.19 – | Escorregamento global e parcial (adaptado [5]). | 25 |
| Figura 2.20 – | Efeito da tensão global (σ) [5]. | 25 |
| Figura 2.21 – | Exemplos da união (a) do tipo cauda de andorinha e (b) fixa com pinos [45]. | 26 |
| Figura 2.22 – | Diferentes tipos de contacto (adaptado [5]). | 28 |
| Figura 2.23 – | Contacto cilíndrico com as forças aplicadas durante um ensaio [45]. | 29 |
| Figura 2.24 – | (a) Curvas de fadiga (F) e fadiga <i>fretting</i> (FF); (b) Diferentes orientações das fibras em função da direção de escorregamento: normal (N), antiparalela (AP) e paralela (P); (c) Dependência da taxa de desgaste segundo a direção de escorregamento [59]. | 31 |
| Figura 2.25 – | Curvas S-N de fadiga e fadiga <i>fretting</i> para um compósito de carbono [1]. | 31 |
| Figura 2.26 – | Curvas S-N de fadiga e fadiga <i>fretting</i> para compósitos de (a) aramida, (b) carbono (CF) e híbrido (HC). Elemento de contacto de alumínio e N=450 N [1]. | 32 |
| Figura 2.27 – | Mecanismos de dano na fadiga <i>fretting</i> na superfície dum compósito polimérico reforçado com fibras contínuas (A) Paralelo à direção das fibras; (B) Normal à direção das fibras [1]. | 34 |
| Figura 2.28 – | Mecanismos de desgaste num compósito polimérico reforçado com tecido (adaptado [60]). | 35 |
| Figura 3.1 – | Configuração dos dois laminados utilizados neste estudo. | 37 |
| Figura 3.2 – | Manufatura dos laminados: (a) corte do tecido de fibra de aramida; (b) Montagem do laminado [A ₆ C ₉ A ₆]; | 38 |
| Figura 3.3 – | Processo de vácuo: (a) colocação do saco de plástico para vácuo; (b) prensas hidráulicas com bomba de vácuo. | 38 |
| Figura 3.4 – | Laminado após o processo de corte. | 40 |
| Figura 3.5 – | Geometria dos provetes (dimensões em mm). | 40 |
| Figura 3.6 – | Preparação dos provetes para ensaios. | 41 |
| Figura 3.7 – | Guilhotina/Quinadeira/Calandra <i>Quantum</i> [®] SAR 1000. | 41 |

| | | |
|---------------|--|----|
| Figura 3.8 – | Máquina universal de ensaios MTS 810 e sistema de controlo. | 42 |
| Figura 3.9 – | Ponte de contacto cilíndrico (dimensões em mm). | 43 |
| Figura 3.10 – | Montagem em modelo 3D para ensaio de fadiga <i>fretting</i> . | 43 |
| Figura 3.11 – | Etapas da montagem e alinhamento para aplicar a carga normal no provete. | 44 |
| Figura 3.12 – | Instalação de extensómetros. | 46 |
| Figura 3.13 – | Esquema de aquisição de dados. | 47 |
| Figura 3.14 – | Calibração dos extensómetros. | 48 |
| Figura 3.15 – | Variação da força normal com o tempo. | 48 |
| Figura 3.16 – | Extensómetro para medição da deformação. | 49 |
| Figura 3.17 – | Ensaio de fadiga. | 50 |
| Figura 3.18 – | Ensaio de fadiga <i>fretting</i> . | 51 |
| Figura 4.1 – | Curvas de tensão-deformação dos compósitos de aramida e aramida/carbono. | 53 |
| Figura 4.2 – | Laminados compósitos híbridos utilizados por Song [68]. | 53 |
| Figura 4.3 – | Mecanismos de dano associados ao laminado de aramida. | 56 |
| Figura 4.4 – | Vista frontal e lateral dos provetes de aramida após o ensaio de tração estático. | 56 |
| Figura 4.5 – | Mecanismos de dano associados ao laminado híbrido. | 57 |
| Figura 4.6 – | Vista frontal e lateral dos provetes híbridos após o ensaio de tração estático. | 57 |
| Figura 4.7 – | Comparação do comportamento à fadiga dos compósitos de aramida e híbridos. | 59 |
| Figura 4.8 – | Superfícies de fratura dos laminados de aramida. | 61 |
| Figura 4.9 – | Superfícies de fratura dos laminados híbridos. | 61 |
| Figura 4.10 – | Variação da rigidez para os laminados de aramida. | 62 |
| Figura 4.11 – | Variação da rigidez para os laminados híbridos. | 63 |
| Figura 4.12 – | Resistência residual versus número de ciclos de fadiga para laminados híbridos. | 64 |
| Figura 4.13 – | Ensaio de medição do coeficiente de atrito para ambos lados do provete. | 65 |
| Figura 4.14 – | Curvas S-N de fadiga e de fadiga <i>fretting</i> para os laminados de aramida. | 67 |
| Figura 4.15 – | Vista frontal e lateral representativa do modo de falha dos laminados de aramida sujeitos a fadiga <i>fretting</i> com uma carga normal de 6 kN. | 67 |

- Figura 4.16 – Curvas S-N de fadiga e de fadiga *fretting* para os laminados híbridos. 68
- Figura 4.17 – Vista frontal e lateral das superfícies de fratura típicas para provetes híbridos sujeitos a fadiga *fretting* com uma carga normal de 11 kN: (a) Para tensões superiores a 302 MPa; (b) Para tensões inferiores a 302 MPa. 69
- Figura 4.18 – Variação do (a) máximo e mínimo da força normal e (b) força tangencial nos laminados de aramida com N=11kN. 71
- Figura 4.19 – Variação do (a) máximo e mínimo da força normal e (b) força tangencial nos laminados de aramida com N=6kN. 72
- Figura 4.20 – Variação do (a) máximo e mínimo da força normal e (b) força tangencial nos laminados híbridos com N=11kN. 73
- Figura 4.21 – Variação do (a) máximo e mínimo da força normal e (b) força tangencial nos laminados híbridos com N=6kN. 74

Lista de Tabelas

| | | |
|--------------|---|----|
| Tabela 2.1 – | Propriedades típicas de alguns materiais de engenharia [2,12]. | 7 |
| Tabela 2.2 – | Propriedades de vários materiais de matrizes (adaptado [3,8]). | 9 |
| Tabela 2.3 – | Propriedades de algumas fibras de reforço (adaptado [3]). | 12 |
| Tabela 2.4 – | Componentes em compósito nos aviões fabricados pela <i>Airbus</i> e <i>Boeing</i> (adaptado [16]). | 14 |
| Tabela 2.5 – | Detalhes de acidentes entre 1968 e 2005 (adaptado [63]). | 36 |
| Tabela 3.1 – | Propriedades físicas dos laminados. | 38 |
| Tabela 3.2 – | Propriedades de alguns laminados compósitos de tecido-epóxi [3]. | 39 |
| Tabela 4.1 – | Propriedades das fibras de vidro, aramida e carbono [3,7,11,65,66]. | 54 |
| Tabela 4.2 – | Propriedades dos compósitos utilizados por Schulte <i>et al.</i> [1]. | 54 |
| Tabela 4.3 – | Propriedades mecânicas dos compósitos de aramida e aramida/carbono, desvio padrão entre parênteses. | 58 |
| Tabela 4.4 – | Resultados dos ensaios de fadiga para ambos compósitos (aramida e híbridos). | 59 |
| Tabela 4.5 – | Resultados dos ensaios de fadiga <i>fretting</i> para ambos laminados (aramida e híbridos). | 66 |

Lista de Siglas e Acrónimos

| | |
|------|--|
| 3D | Três Dimensões |
| AISI | <i>American Iron and Steel Institute</i> |
| AP | Direção de escorregamento antiparalela |
| ASM | <i>American Society of Materials</i> |
| ASTM | <i>American Society for Testing and Materials</i> |
| CF | Compósito de carbono |
| DEM | Departamento de Engenharia Eletromecânica |
| DIMF | <i>Departamento de Ingeniería Mecánica y Fabricación</i> |
| ETSI | <i>Escuela Técnica Superior de Ingeniería</i> |
| F | Fadiga |
| FF | Fadiga <i>Fretting</i> |
| GENx | <i>General Electric Next-generation</i> |
| HC | Compósito híbrido |
| HM | <i>High Modulus</i> |
| HS | <i>High Strength</i> |
| IM | <i>Intermediate Modulus</i> |
| LIM | <i>Laboratorio de Ingeniería Mecánica</i> |
| MTS | <i>Material Testing System</i> |
| N | Direção de escorregamento normal |
| NI | <i>National Instruments®</i> |
| P | Direção de escorregamento paralela |
| PA | Poliamida |
| PAN | Poliacrilonitrilo |
| PC | Policarbonato |
| PEEK | Poli-éter-éter-cetona |
| PEI | Polieterimida |
| PES | Polietersulfona |
| PET | Politereftalato de etileno |
| PP | Polipropileno |
| PPS | Polisulfureto de fenileno |
| PVC | Policloreto de vinil |
| UBI | Universidade da Beira Interior |
| UHM | <i>Ultra High Modulus</i> |
| US | <i>Universidad de Sevilla</i> |

Nomenclatura

| Símbolo | Designação/Descrição | Unidades |
|------------------------------|--|-------------------|
| A | Alongamento à rotura | % |
| a | Semilargura da zona de contacto | mm |
| c | Semilargura da zona de aderência | mm |
| D | Grau de degradação | [–] |
| e | Excentricidade | mm |
| E | Módulo de <i>Young</i> | GPa |
| f | Frequência | Hz |
| $FF_{Fn,Ft}$ | Influência do <i>fretting</i> na vida (cargas normal e tangencial) | [–] |
| F_{La} | Influência da fadiga na vida (carga axial) | [–] |
| G | Módulo de corte | MPa |
| N | Número de ciclos até à falha | ciclos |
| N | Força normal | N |
| P | Força axial | N |
| $p0$ | Tensão máxima normal | MPa |
| Q | Força tangencial | N |
| R | Raio | mm |
| R | Razão de tensão | [–] |
| S | <i>Stress</i> | MPa |
| $S_{F,FF,W}$ | Fator sinérgico da fadiga, <i>fretting</i> e desgaste | [–] |
| T | Período | s |
| T | Temperatura | °C |
| t | Tempo | s |
| V_f | Fração de volume de fibra | % |
| W | Influência do desgaste | [–] |
| α | Coefficiente de expansão térmica | °C ⁻¹ |
| μ | Coefficiente de atrito | [–] |
| ρ | Massa específica | kg/m ³ |
| σ | Tensão global | MPa |
| σ_a | Amplitude de tensão | MPa |
| σ_l | Tensão local | MPa |
| σ_u | Resistência à tração | MPa |
| τ | Resistência ao corte no plano | MPa |
| $\Delta\sigma$ | Gama de tensão | MPa |
| ε | Extensão | % |
| ν | Coefficiente de <i>Poisson</i> | [–] |
| Caracteres inferiores | | |
| <i>inicial</i> | Valor inicial | [–] |
| <i>final</i> | Valor final | [–] |
| <i>m</i> | Valor médio | [–] |
| <i>max</i> | Valor máximo | [–] |
| <i>min</i> | Valor mínimo | [–] |
| <i>x</i> | Componente ao longo do eixo x | [–] |

| | | |
|-----|---------------------------------|-------|
| y | Componente ao longo do eixo y | $[-]$ |
| z | Componente ao longo do eixo z | $[-]$ |

Capítulo 1

Introdução

1.1 Motivação

Ao longo do tempo, os materiais compósitos de matriz polimérica têm vindo a substituir cada vez mais os ditos tradicionais metálicos e hoje são bastante utilizados em estruturas e componentes para a indústria aeronáutica e aeroespacial, devido às suas excelentes propriedades mecânicas. Os principais motivos que levam à sua utilização são a baixa densidade, boa resistência à fadiga e à corrosão, bom amortecimento de vibrações e ainda oferecem flexibilidade de design e manufatura [1].

Por exemplo, a substituição de componentes fabricados em alumínio por compósitos permitem poupanças ao nível do peso entre 20% a 50% e entre 60% a 80% quando se substitui componentes de aço [2]. Na indústria da aviação comercial, estas reduções permitem poupar combustível, aumentar a capacidade de carga útil ou aumentar o alcance máximo da aeronave. Também o facto de apresentarem boa resistência à fadiga permite aumentar a vida útil do componente e, assim, reduzir o custo a longo prazo. Já a boa resistência à corrosão permite realizar inspeções com menos requisitos e, por sua vez, diminuir os custos de manutenção [3].

No entanto, devido ao facto dos componentes aeronáuticos serem, no passado, maioritariamente metálicos, não será de estranhar que grande parte dos estudos encontrados na literatura envolvam a fadiga *fretting* de ligas metálicas. Por este motivo, esta abordagem ao nível dos materiais compósitos ainda não se encontra muito estudada, pelo que a bibliografia apresenta poucos trabalhos publicados [1].

Fretting é a palavra em inglês que define um fenómeno de desgaste à superfície causado por movimentos relativos oscilatórios de muito pequena amplitude entre duas superfícies que se encontram em contacto sob pressão [4]. Normalmente, este processo pode causar desgaste, corrosão e formação de fendas, tanto superficiais como interiores [4]. A fadiga *fretting* é um caso particular de *fretting* que ocorre quando um dos componentes se encontra sob uma tensão global cíclica. Por vezes, esta tensão cíclica faz com que as fendas cresçam de tal forma que ocorre uma falha num dos componentes [5].

Não obstante, a fadiga *fretting* é um modo de falha geralmente negligenciado na integridade estrutural duma aeronave, particularmente como causa de acidentes [6].

Este fenómeno é considerado um grande problema para a indústria moderna (aeronáutica, aeroespacial, ferroviária, naval, etc.), pois ele encontra-se em todas as cargas de contacto quase estáticas sujeitas a vibrações e fadiga. Este fenómeno pode ocorrer nos mais variados componentes, como, em juntas aparafusadas, rebitadas ou fixas por pinos, em eixos de rolamento, em ajustes por interferência, na base das pás nos rotores, ou até mesmo em implantes dentários. A Figura 1.1 apresenta alguns exemplos típicos de peças estruturais fabricadas atualmente em compósitos poliméricos e sujeitas ao fenómeno do *fretting* [1].

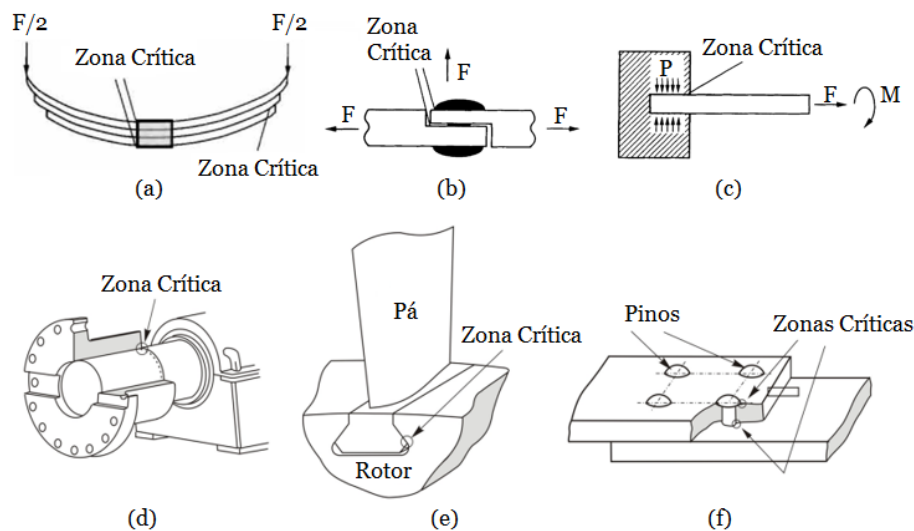


Figura 1.1 – Alguns exemplos de componentes que sofrem *fretting*: (a) Feixe de molas; (b) Junta aparafusada; (c) Ajuste por interferência; (d) União eixo-cubo; (e) Pá com junta tipo rabo de andorinha no rotor; (f) União com pinos (adaptado [1,5]).

Este problema torna-se ainda mais severo devido ao facto de muitos componentes que sofrem *fretting* não serem de fácil acesso, permitindo assim que uma fenda apenas seja detetada muito próximo do momento da falha do componente. Deste modo, é de extrema importância quer por fatores de segurança e/ou económicos, compreender melhor este fenómeno. Este trabalho visa, assim, investigar o comportamento mecânico de materiais compósitos sujeitos a fadiga *fretting*, com base num estudo experimental. Deste modo, ao longo desta dissertação será utilizado o termo “fadiga *fretting*” para designar “*fretting fatigue*”, embora também exista a expressão em português do Brasil “fadiga por fretagem”, muito pouco utilizada na bibliografia existente.

1.2 Objetivos

Como foi referido, são vários os estudos encontrados na bibliografia sobre o fenómeno do *fretting* na área das ligas metálicas. No entanto, estes estudos ao nível dos materiais compósitos são escassos. Deste modo, o principal objetivo desta dissertação consiste em estudar o comportamento à fadiga *fretting*, com recurso a ensaios experimentais, de laminados compósitos de aramida e laminados compósitos híbridos de aramida/carbono. Para este fim, foram estabelecidos os seguintes objetivos:

- Fabricação de laminados compósitos de aramida e aramida/carbono;
- Desenho e fabrico de provetes para a realização de ensaios experimentais;
- Caracterização mecânica dos diferentes laminados à tração;
- Caracterização à fadiga dos diferentes laminados compósitos e respetiva análise dos mecanismos de dano: Para este propósito serão obtidas as típicas curvas S-N à temperatura ambiente, com $R = 0,05$, onda sinusoidal e carga constante;
- Desenho e fabrico de elementos de contacto adequados para a realização dos ensaios de fadiga *fretting*;
- Montagem da unidade de ensaios de fadiga *fretting*: colocação de extensómetros e calibração dos mesmos.
- Medição do coeficiente de atrito nos ensaios de fadiga *fretting* e medição da sua evolução com o número de ciclos de carga;
- Realização de ensaios de fadiga *fretting* com intuito de estudar o efeito da carga tangencial, carga axial e carga normal na vida útil da fadiga;
- Avaliação dos mecanismos de dano.

1.3 Estrutura da dissertação

Para a exposição dos objetivos propostos anteriormente, este documento está estruturado em cinco capítulos, entre os quais se inclui o presente capítulo de introdução, no qual se apresenta a motivação deste estudo e os principais objetivos que se pretende com a realização desta dissertação. No segundo capítulo é feito um enquadramento teórico, inicialmente, relativo aos materiais compósitos e à sua aplicação no setor aeronáutico, posteriormente à fadiga e fadiga *fretting*, que inclui uma breve revisão dos estudos mais importantes para o presente trabalho. O terceiro capítulo descreve a manufatura dos laminados, a geometria dos provetes utilizados na parte experimental e os diferentes ensaios realizados assim como a sua metodologia. No quarto capítulo é feita a análise e discussão dos resultados obtidos e, finalmente, no quinto capítulo é apresentada uma síntese do trabalho desenvolvido, onde são expostas as principais conclusões, incluindo também sugestões para trabalhos futuros.

Capítulo 2

Enquadramento teórico

Neste capítulo será abordada definição de materiais compósitos, alguns sistemas de classificação, os mecanismos de dano mais comuns e alguns exemplos de aplicações na indústria aeronáutica. Posteriormente, será descrito o que é o fenómeno da fadiga nos materiais e os respetivos mecanismos. Por fim, será explicado o fenómeno do *fretting*, os tipos de ensaios que se podem realizar e as geometrias utilizadas. Também são apresentados alguns estudos realizados sobre o *fretting* em compósitos. Finalmente, termina-se com uma pequena abordagem do *fretting* como causa de acidentes com aeronaves.

2.1 Materiais compósitos

2.1.1 Definição e evolução histórica

Um material compósito pode ser definido como um material que resulta da combinação de dois ou mais materiais, de natureza diferente, cujas propriedades finais são superiores às dos seus constituintes individualmente [7]. No entanto, esta definição é bastante abrangente visto que pode incluir uma grande variedade de materiais, tais como polímeros reforçados com fibras, laminados de madeira, misturas de cerâmicas e até algumas ligas metálicas. Assim, a definição mais adequada define o material compósito como aquele que combina dois materiais que permanecem em fases separadas, sendo uma delas a matriz e a outra o reforço. A matriz é a fase contínua do compósito e a sua função é dar forma ao compósito. O reforço, na forma de fibra, tem como objetivo fornecer resistência e rigidez ao compósito. Normalmente, o material compósito é formado por fibras de reforço numa matriz de resina, como ilustra a Figura 2.1, e as suas propriedades mecânicas são melhores na direção de orientação das fibras [2,8].

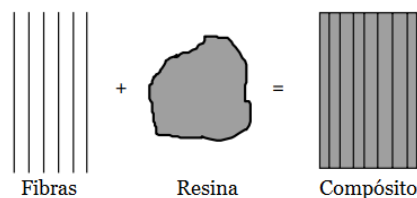


Figura 2.1 – Formação de um material compósito a partir de fibras e resina (adaptado [2]).

Os materiais compósitos são muito mais frequentes na sociedade contemporânea do que é comumente considerado, dado que determinados períodos históricos da humanidade

são designados através do nível de desenvolvimento dos materiais (Idade da Pedra, Idade do Bronze, Idade do Ferro) [9]. De acordo com a literatura [2,3,8,10], o Homem já recorre aos materiais compósitos desde a Antiguidade. Por exemplo, os antigos israelitas no Egito usavam palha para reforçar tijolos de barro. Esta técnica tem sido utilizada há várias centenas de anos em vários países, como a Índia e a Grécia, para construir habitações. Os compósitos também foram utilizados para otimizar o desempenho de algumas armas convencionais. Por exemplo, nos arcos feitos pelos Mongóis era utilizada madeira e tendões de gado colados no lado da tração, usando cola feita a partir de cascos e ossos de animais, mas também chifre no lado do arco sujeito à compressão. Durante a época medieval, as espadas e as armaduras eram fabricadas com várias camadas de diferentes metais. No entanto, o conceito de compósito não foi inventado pelos seres humanos, pois estes materiais encontram-se facilmente na natureza. Por exemplo, a madeira é um compósito de fibras de celulose numa matriz de cola natural chamada lignina. As conchas dos animais invertebrados, como caracóis e ostras também são outros exemplos de material compósito, e muitas até com maior resistência e rigidez que os compósitos avançados fabricados pelo Homem.

Contudo, foi apenas na década de 1960 que estes materiais começaram a despertar o interesse das indústrias, quando se introduziu os compósitos de base polimérica, como se pode verificar na Figura 2.2.

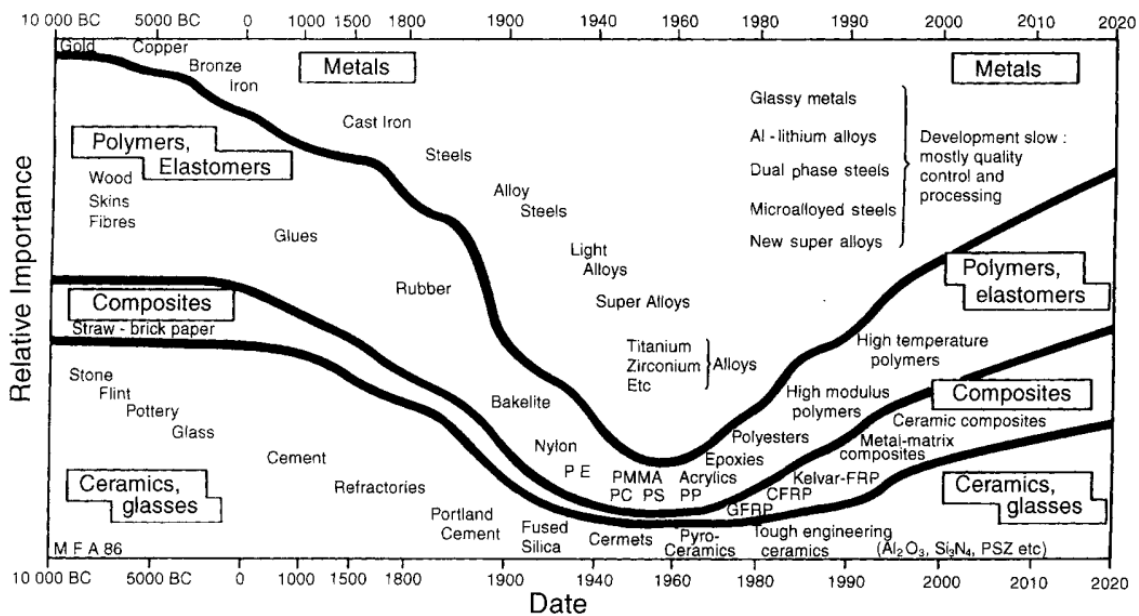


Figura 2.2 – A evolução da importância relativa dos materiais de engenharia em função do tempo (a escala de tempo não é linear) [11].

Desde então, tornaram-se num material de engenharia comum sendo projetados e fabricados para diversas aplicações, incluindo componentes automóveis, artigos para o

desporto, peças do ramo aeronáutico/aeroespacial e bens de consumo nas indústrias navais e do petróleo. O rápido crescimento do uso destes materiais também se deve ao aumento da concorrência no mercado global e crescente procura por materiais/componentes leves. Entre todos os materiais, são os compósitos que têm maior potencial para substituir peças de aço e alumínio amplamente utilizadas e muitas vezes com um desempenho superior [2]. A Figura 2.3 aponta, comparativamente ao aço e alumínio, uma menor massa, menor expansão térmica, maior módulo de elasticidade específico, maior resistência específica assim como maior resistência à fadiga dos compósitos. Na Tabela 2.1 é feita uma comparação de algumas propriedades mecânicas de compósitos com materiais convencionais.

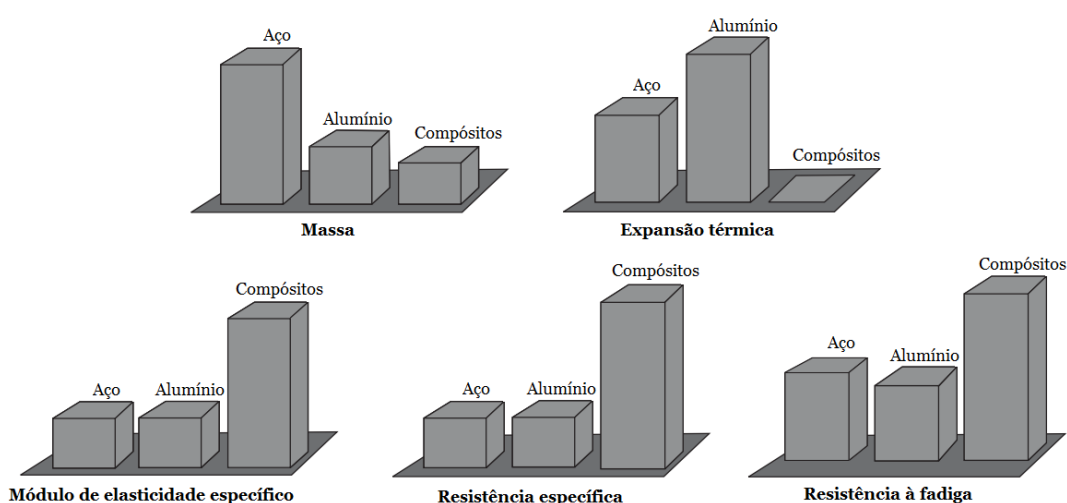


Figura 2.3 – Comparação gráfica de algumas propriedades de metais e compósitos (adaptado [8]).

Tabela 2.1 – Propriedades típicas de alguns materiais de engenharia [2,12].

| Material | Módulo de elasticidade, E [GPa] | Resistência à tração, σ_u [GPa] | Massa específica, ρ [kg/m ³] | Módulo específico, E/ρ [$\times 10^{-3}$] | Resistência específica, σ_u/ρ [$\times 10^{-3}$] |
|---|-----------------------------------|--|---|--|--|
| Materiais convencionais: | | | | | |
| Aço | 210 | 0,34 – 2,1 | 7800 | 26,9 | 0,043 – 0,27 |
| Ligas de Alumínio | 70 | 0,14 – 0,62 | 2700 | 25,9 | 0,052 – 0,23 |
| Vidro | 70 | 0,7 – 2,1 | 2500 | 28 | 0,28 – 0,84 |
| Tungsténio | 350 | 1,1 – 4,1 | 19300 | 18,1 | 0,057 – 0,21 |
| Berílio | 300 | 0,7 | 1830 | 164 | 0,38 |
| Compósitos de fibras curtas: | | | | | |
| Vidro-epóxi (35%) | 25 | 0,3 | 1900 | 8,26 | 0,16 |
| Vidro-poliéster (35%) | 15,7 | 0,13 | 2000 | 7,25 | 0,065 |
| Vidro-nylon (35%) | 14,5 | 0,2 | 1620 | 8,95 | 0,12 |
| Vidro-nylon (60%) | 21,8 | 0,29 | 1950 | 11,18 | 0,149 |
| Compósitos unidirecionais: | | | | | |
| Vidro S-epóxi (45%) | 39,5 | 0,87 | 1810 | 21,8 | 0,48 |
| Carbono-epóxi (61%) | 142 | 1,73 | 1590 | 89,3 | 1,08 |
| <i>Kevlar</i> [®] -epóxi (53%) | 63,6 | 1,1 | 1350 | 47,1 | 0,81 |

2.1.2 Matrizes

O tipo de matriz que se utiliza influencia significativamente as propriedades mecânicas dum compósito. São várias as funções desempenhadas pela matriz num compósito. Para além de manter as fibras juntas entre si e permitir a transferência de cargas entre elas, a matriz forma uma barreira contra o ambiente adverso, como produtos químicos e humidade, bem como protege as fibras de danos mecânicos, como a abrasão [13,14]. Os materiais mais utilizados como matriz são os polímeros, os metais e os cerâmicos, e entre estes, são as matrizes poliméricas as mais usadas devido à facilidade de fabrico de peças muito complexas com baixo custo e baixo investimento de fabricação [13]. As matrizes de natureza polimérica podem ser divididas em duas categorias: as termoplásticas e as termoendurecíveis, como ilustra a Figura 2.4.

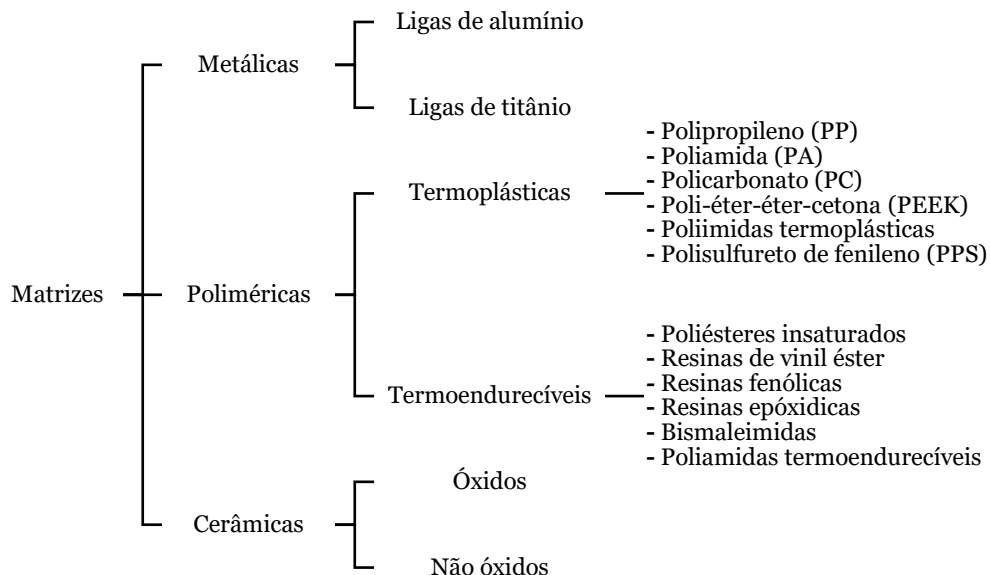


Figura 2.4 – Esquema de classificação com base na matriz utilizada.

As resinas termoplásticas são sólidas à temperatura ambiente. Normalmente, são derretidas ou amolecidas por aquecimento, colocadas num molde e depois arrefecidas para ficarem com a forma desejada. São facilmente processadas por extrusão ou injeção e têm a vantagem de poderem ser recicladas. Também se destacam por apresentarem maior resistência ao impacto e maior tenacidade em relação aos polímeros termoendurecíveis. O polietileno, polipropileno, politereftalato de etileno (PET), policloreto de vinil (PVC) e nylon são alguns exemplos de resinas termoplásticas [8,12].

As resinas termoendurecíveis, ao contrário das termoplásticas, não podem voltar a ser processadas, pois uma vez processadas assumem uma forma permanente. Estes polímeros são obtidos frequentemente através da mistura de dois ou três componentes:

resina, acelerador e catalisador. Estes componentes devem ser misturados numa proporção adequada para que ocorra a polimerização e a constituição da estrutura dimensional, este processo denomina-se por cura. Para se efetuar a cura, algumas resinas ainda necessitam de calor e pressão. As resinas mais utilizados em compósitos termoendurecíveis são a epóxi, poliéster, vinil éster, fenólicos, ésteres de cianato, bismaleimidas e poliimidas [2,12].

Neste trabalho foi utilizada uma resina epóxi e as principais propriedades desta resina, assim como as propriedades das abordadas anteriormente, encontram-se apresentadas na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 – Propriedades de vários materiais de matrizes (adaptado [3,8]).

| Matrizes | ρ [kg/m ³] | E [GPa] | σ_u [MPa] | A [%] | α [$\times 10^{-5}/^{\circ}\text{C}$] | T_{\max} [$^{\circ}\text{C}$] |
|--------------------------|--------------------------------|------------|---------------------|---|---|--------------------------------------|
| Cerâmicas | 1800-2500 | - | 28-138 | - | 0,5-0,6 | 815-2204 |
| Metálicas | 2000-6000 | - | 48-482 | - | 0,6-1,2 | 538-1093 |
| Poliméricas | | | | | | |
| Termoendurecíveis | | | | | | |
| Epóxi | 1200 | 4,5 | 130 | 2 (100 $^{\circ}\text{C}$); 6 (200 $^{\circ}\text{C}$) | 11 | 90-200 |
| Fenólica | 1300 | 3 | 70 | 2,5 | 1 | 120-200 |
| Poliéster | 1200 | 4 | 80 | 2,5 | 8 | 60-200 |
| Policarbonato | 1200 | 2,4 | 60 | - | 6 | 120 |
| Vinil éster | 1150 | 3,3 | 75 | 4 | 5 | >100 |
| Silicone | 1100 | 2,2 | 35 | - | - | 100-350 |
| Uretano | 1100 | 0,7-7 | 30 | 100 | - | 100 |
| Poliamida | 1400 | 4-19 | 70 | 1 | 8 | 250-300 |
| Poliméricas | | | | | | |
| Termoplásticas | | | | | | |
| PP | 900 | 1,2 | 30 | 20-400 | 9 | 70-140 |
| PPS | 1300 | 4 | 65 | 100 | 5 | 130-250 |
| PA | 1100 | 2 | 70 | 200 | 8 | 170 |
| Polietersulfona (PES) | 1350 | 3 | 85 | 60 | 6 | 180 |
| Polieterimida (PEI) | 1250 | 3,5 | 105 | 60 | 6 | 200 |
| PEEK | 1300 | 4 | 90 | 50 | 5 | 140-250 |

A resina epóxi é a mais utilizada nas matrizes de compósitos estruturais, visto que apresenta uma excelente combinação de propriedades mecânicas. O esquema de cura destas resinas passa pela adição de um agente endurecedor apropriado, como aminas alifáticas, aromáticas ou algumas poliamidas. O custo destas resinas é cerca de quatro vezes o preço das resinas de poliéster e cerca de duas vezes o custo das resinas de vinil éster. Como vantagens principais citam-se a elevada resistência mecânica, resistência à abrasão, resistência química (sobretudo em meios alcalinos), boas propriedades de adesão à fibra, processo de cura sem libertação de voláteis, grande estabilidade

dimensional em resultado da sua baixa contração (2 a 3%), baixa absorção de água e temperaturas de funcionamento tipicamente entre 100 e 220°C. Para além disso, apresentam boa processabilidade pois a resina epóxi no estado líquido é fácil de manusear e permite impregnar bem as fibras de reforço [7,12].

2.1.3 Reforços

O reforço trata-se do material disperso na matriz e é responsável pelas propriedades mecânicas do compósito. Os compósitos podem ser classificados de diferentes formas, porém, normalmente são classificados segundo a geometria de reforço, como se mostra na Figura 2.5. Basicamente, é consensual a divisão em três classes típicas: compósitos reforçados com partículas, compósitos reforçados com fibras e compósitos estruturais (combinação de compósitos e materiais homogêneos) [9].

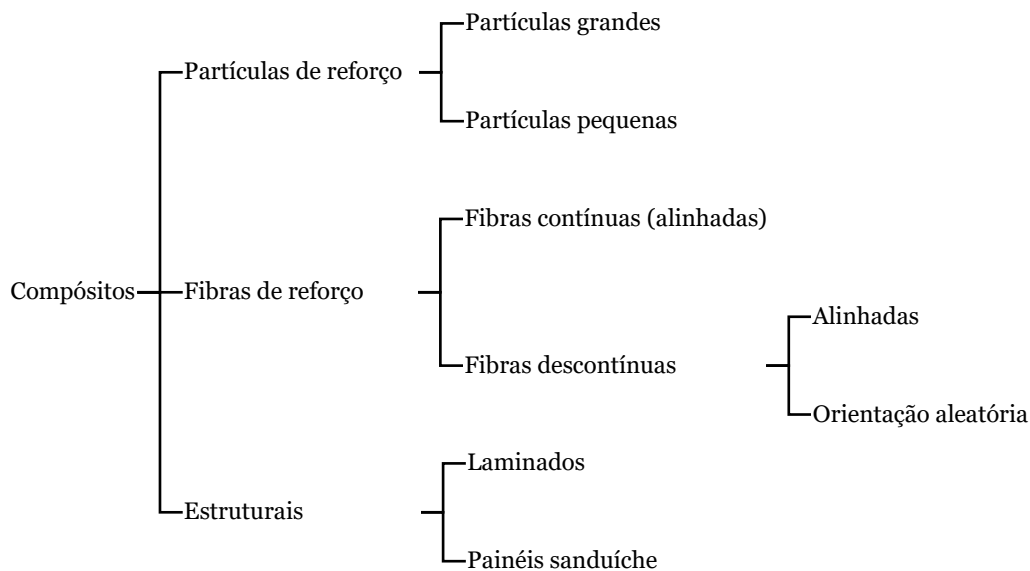


Figura 2.5 – Esquema de classificação com base no reforço do material compósito (adaptado [9]).

Ao nível dos materiais compósitos reforçados por fibras, estas podem ser contínuas, descontínuas (fibras longas ou curtas), fibras orgânicas ou inorgânicas, etc. O vidro, o carbono, a aramida e o boro são os reforços de fibra mais comuns nas matrizes poliméricas [2,9].

Neste estudo foram utilizados tecidos de fibra de aramida e de carbono como reforço. As fibras de aramida são produzidas a partir de poliamidas aromáticas altamente cristalinas que têm a mais baixa densidade e a mais alta relação rigidez-peso entre as fibras atuais. A solução de polímero é mantida a baixa temperatura (entre -50°C e -80°C), sendo depois extrudida a uma temperatura de aproximadamente 200°C. Por este método, a

cadeia molecular é alinhada conseguindo-se obter uma melhoria das propriedades mecânicas. São vulgarmente conhecidas por *Kevlar*[®], porém, este é o nome comercial registado pela DuPont[™], que as comercializou pela primeira vez em 1972 e é atualmente a principal marca de fibras de aramida. Estas fibras apresentam excelente resistência química e mecânica, boa resistência ao impacto e à fadiga, boa capacidade de amortecimento de vibrações, boas características dielétricas, elevada resistência a solventes orgânicos, combustíveis, lubrificantes e ácidos. As principais desvantagens são a baixa resistência à compressão e à flexão, bem como elevada sensibilidade ao corte interlaminar. Esta desvantagem é normalmente atribuída à fraca ligação interfacial entre a matriz e as fibras, pelo que se desenvolveram diferentes tratamentos superficiais das fibras de aramida para melhorar a ligação interfacial e a resistência à delaminação [12,14]. Há várias aplicações que tiram partido da sua baixa resistência e rigidez específica, tais como algumas aplicações na proteção balística e na blindagem de navios e veículos de combate, tais como porta-aviões e tanques de guerra. Nas aeronaves é utilizada em estruturas que podem vir a sofrer impactos como, por exemplo, nos bordos de ataque das asas ou no radome [8].

Existem dois tipos de fibras incluídas no termo mais lato de “fibras de carbono”: as fibras de carbono propriamente ditas, com percentagens de carbono entre 80 e 95% e as fibras de grafite onde a percentagem de carbono chega aos 99%. A produção destas fibras centra-se na decomposição térmica de vários precursores orgânicos, que são essencialmente três: a celulose que dá origem às chamadas “*rayon fibers*”, o poliacrilonitrilo (PAN) e o alcatrão (“*pitch*”). Os diferentes precursores conduzem a fibras de carbono com características mecânicas distintas [12]. As fibras de carbono são classificadas segundo a sua resistência mecânica e comercializadas de acordo com as seguintes designações [12]:

- UHM (*ultra high modulus*) para fibras com módulos superiores a 500 *GPa*;
- HM (*high modulus*) para fibras com módulos superiores a 300 *GPa* e rácio resistência mecânica/módulo em tração inferior a 1%;
- IM (*intermediate modulus*) para fibras com módulos até 300 *GPa* e rácio resistência mecânica/módulo de cerca de 1%;
- Fibras de baixo módulo, com valores inferiores a 100 *GPa*;
- HS (*high strength*) para fibras de resistências a tração superiores a 3 *GPa* e rácio resistência/rigidez entre 0.015 e 0.02.

As propriedades destas fibras são comparadas com as demais na Tabela 2.3 [9].

Tabela 2.3 – Propriedades de algumas fibras de reforço (adaptado [3]).

| Reforços (fibras) | ρ [kg/m ³] | E [GPa] | σ_u [MPa] | A [%] | α [$\times 10^{-5}$ /°C] | T _{max} [°C] |
|-------------------------------|--------------------------------|------------|---------------------|----------|-------------------------------------|--------------------------|
| Vidro R | 2500 | 86 | 3200 | 4 | 0,3 | 700 |
| Vidro E | 2600 | 74 | 2500 | 3,5 | 0,5 | 700 |
| <i>Kevlar</i> [®] 49 | 1450 | 130 | 2900 | 2,3 | -0,2 | - |
| Grafite HR | 1750 | 230 | 3200 | 1,3 | 0,02 | >1500 |
| Grafite HM | 1800 | 390 | 2500 | 0,6 | 0,08 | >1500 |
| Boro | 2600 | 400 | 3400 | 0,8 | 0,4 | 500 |
| Alumina | 3700 | 380 | 1400 | 0,4 | 0,8 | - |
| Sílica-alumina | 2600 | 200 | 3000 | 1,5 | - | - |
| Carbeto de silício | 3000 | 400 | 2800 | 1,3 | 0,4 | 600 |
| Polietileno | 960 | 100 | 2400 | 3,5 | 1,3 | - |

Finalmente, estas fibras também são utilizadas em conjunto e segundo Barbero [13], estes materiais são denominados de híbridos. Normalmente são utilizados em conjunto para otimizar as propriedades do material e, no caso dos laminados reforçados com fibras de vidro ou aramida, estas são colocadas na superfície de um laminado reforçado com carbono, pois as fibras de carbono fornecem a rigidez e resistência enquanto as fibras de vidro ou aramida fornecem a proteção contra o impacto de objetos voadores ou projéteis. Por exemplo, o laminado grafite/epóxi é usado em conjunto com o laminado *Kevlar*[®]-49/epóxi para as carenagens da asa/fuselagem nas aeronaves *Boeing 757* e *767* ou os compósitos híbridos que contêm fibras de vidro e de carbono que são utilizados nas pás do rotor de helicópteros [15,16].

2.1.4 Setor aeronáutico

A utilização de compósitos no setor aeronáutico tem sido liderada pela aviação militar, particularmente com aviões de combate e helicópteros. Os compósitos de fibra de carbono/epóxi têm sido utilizados nas estruturas primárias dos aviões caça há muitos anos, incluindo as asas e a fuselagem, e de forma lenta, mas segura encontraram grandes aplicações em aviões comerciais, para o qual a redução de peso é fundamental para obter velocidades mais elevadas e aumento das cargas úteis [14,16].

Na aviação comercial, as primeiras aplicações surgiram em componentes não críticos em termos de segurança, tais como carenagens e portas do trem de aterragem. A primeira estrutura compósita primária introduzida foi o estabilizador horizontal em fibra de carbono/epóxi no *Boeing 737*, que foi certificado em 1982. A partir de 1990 a utilização de materiais compósitos foi desenvolvida gradualmente, tal como mostra a Figura 2.6. Na Figura 2.7 estão ilustradas as aplicações típicas com compósitos de vidro, carbono e aramida antes da introdução do *Airbus A380* e *Boeing 787* [16].

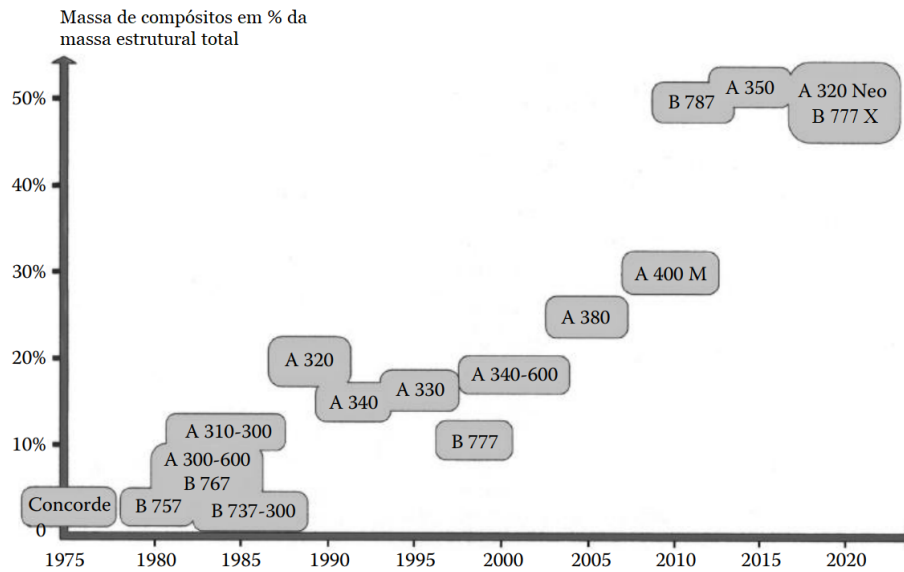


Figura 2.6 – Evolução da % de massa de compósitos em aviões comerciais (adaptado [3]).

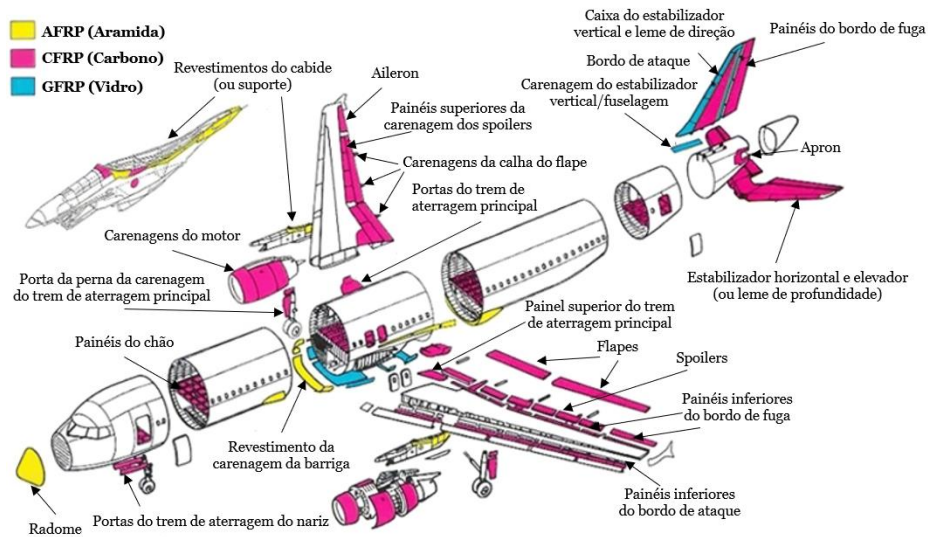


Figura 2.7 – Aplicação de material compósito no *Airbus A320/319*. Ilustra as aplicações típicas de compósito antes da introdução do *A380* e *B787* (adaptado [17]).

A integridade estrutural e durabilidade destes primeiros componentes criaram uma confiança no seu desempenho e provocou desenvolvimentos de outros componentes estruturais, resultando numa quantidade crescente de compósitos utilizados em aeronaves. Ocorreu uma grande expansão na utilização de compósitos com o *Airbus A380*, um avião comercial de 280 toneladas (peso vazio) composto por 25% de materiais compósitos. O *Boeing 787* e o *Airbus A350* são ambos construídos com uma quantidade semelhante de material compósito, cerca de 50% da massa estrutural total. O *A320neo* e o *B777X* representam os mais recentes em aplicações compósitas em grandes aeronaves. A Tabela 2.4 apresenta um resumo dos componentes estruturais em aeronaves fabricadas com material compósito pela *Airbus* e pela *Boeing* [14,16].

Tabela 2.4 – Componentes em compósito nos aviões fabricados pela *Airbus* e *Boeing* (adaptado [16]).

| Componente em compósito | <i>Airbus</i> | <i>Boeing</i> |
|---|---------------|---------------|
| <i>Fuselagem e componentes do nariz</i> | | |
| Fuselagem | A380 | B787 |
| Carenagem da barriga | A380 | |
| Antepara de pressurização traseira | A340-600 | |
| | A380 | |
| Vigas do chão | A350 | B787 |
| | A400M | |
| Viga da quilha | A340-600 | |
| | A380 | |
| Radome do nariz | A340-600 | B787 |
| | A380 | |
| <i>Componentes da asa e empenagens</i> | | |
| Caixa de torção da asa | A380 | B787 |
| | A400M | |
| Vigas da asa | A350 | B787 |
| | A380 | |
| Revestimento da asa | A350 | B787 |
| | A380 | |
| Estabilizador horizontal | A340 | B737 |
| | A350 | B777 |
| | | B787 |
| Estabilizador vertical | A380 | B777 |
| <i>Componentes do motor</i> | | |
| Nacelas | A340 | B787 |
| | A380 | |
| Reversores | A340 | B787 |
| | A380 | |
| | A350 | |
| Pás do motor | | B787 |
| Cone giratório | | B787 |

No *Boeing 787 Dreamliner*, a fuselagem é construída em segmentos tubulares, em fibra de carbono, que são depois unidos durante a montagem final. É referido que a utilização de compósitos permite poupar cerca de 50.000 rebites por avião [18]. Cada local de rebite teria exigido uma verificação de manutenção como um potencial local de falha, pois as juntas rebitadas são uma zona crítica, onde frequentemente ocorre a fadiga *fretting*.

Os compósitos de carbono, vidro e aramida são regularmente utilizados na fuselagem e nas pás do rotor dos helicópteros militares e comerciais para reduzir peso, vibração e

corrosão, bem como para aumentar o desempenho estrutural. Estão a ser cada vez mais utilizados para substituir o alumínio nas pás do rotor para prolongar a vida útil e melhorar a resistência contra a fadiga. A maioria das pás metálicas devem ser substituídas entre 2.000-5.000 horas de serviço para garantir que não ocorra uma falha induzida por fadiga, enquanto uma pá em compósito pode prolongar a vida útil até 20.000 horas ou mais [16].

Como se pode verificar na Tabela 2.4, os compósitos também são utilizados em componentes dos motores dos aviões, incluindo pás do motor, carcaça do *fan*, nacelas, pás guia de saída, cone giratório e carenagens (Figura 2.8). A substituição dos componentes metálicos existentes por compósitos proporciona uma poupança entre 20 – 30% do custo total de funcionamento do motor durante toda a sua vida útil. Porém, a utilização de compósitos é restrita a peças do motor que operam a temperaturas inferiores a 150°C para evitar o amolecimento e distorção causada pelo calor.

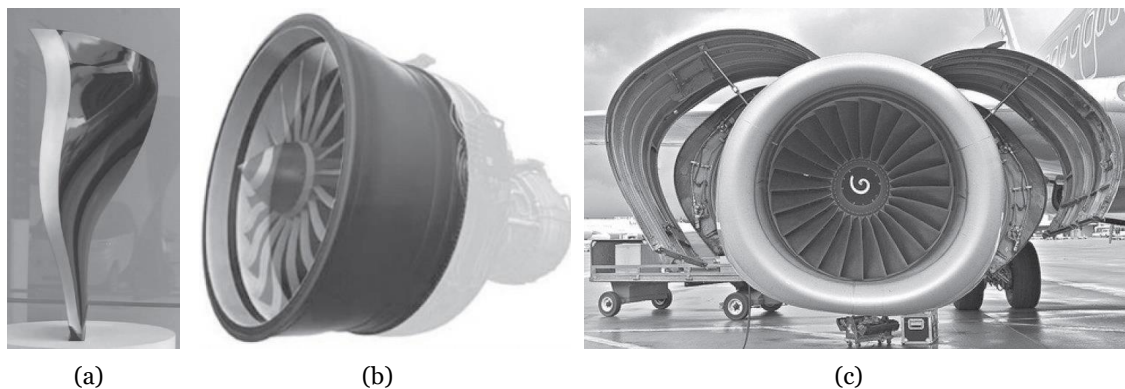


Figura 2.8 – (a) Pá do motor e (b) carcaça do *fan* em fibra de carbono para o motor com turbina a gás GENx. (c) Nacela e carenagem, em compósito, de um motor com turbina a gás [16].

Neste caso, os laminados de fibra de carbono com uma matriz polimérica de alta temperatura, como a bismaleimida, são a escolha frequente para motores a jato. As três principais razões para a utilização de compósitos nos motores são um menor peso, a melhoria do desempenho estrutural e a redução dos custos de operação/manutenção. Qualquer poupança de peso obtida através da utilização de materiais leves nas pás do motor traduz-se numa poupança significativa no peso de outros componentes [16]. Por exemplo, a utilização de compósitos de fibra de carbono, nos dois motores GENx (*General Electric Next-generation*) no *Boeing 787 Dreamliner* proporciona uma poupança global de peso de cerca de 350 kg, que se traduz diretamente numa poupança de combustível e num maior alcance da aeronave. O outro benefício da utilização de pás leves em compósito é a redução da força centrífuga (devido à sua massa leve) aumentando assim a vida de fadiga [16].

Contudo, num motor com turbina, numa aeronave, a rotação dos discos e das pás do motor com as vibrações de alta frequência, devido a efeitos aerodinâmicos instáveis, geram cargas normais e tangenciais na interface do disco do *fan* com as pás do motor. Este é outro caso frequente de fadiga *fretting* pois ocorre uma combinação da força normal constante (N) com força tangencial variável (Q) que induz o deslocamento entre os corpos e uma tensão global (σ). É, portanto, do interesse dos fabricantes de motores, conhecer o comportamento destes materiais sob solicitações de *fretting* [19]. Este fenómeno será explicado, posteriormente, com maior detalhe.



Figura 2.9 – Motor GENx produzido para o *Boeing 787 Dreamliner* e *747-8* [20].

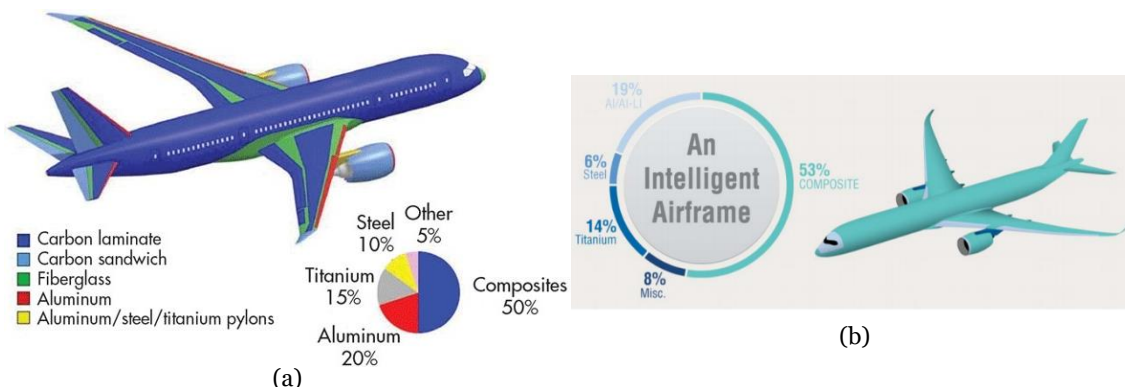


Figura 2.10 – Materiais utilizados no (a) *Boeing 787 Dreamliner* e no (b) *Airbus A350 XWB* [21].

2.1.5 Mecanismos de dano em materiais compósitos reforçados por fibras

Em primeiro lugar, é importante fazer a distinção entre danos que resultam do processo de fabrico e danos que se desenvolvem durante a vida útil do material. Os danos induzidos pelo processo de fabrico incluem os defeitos no empilhamento de camadas do laminado e as falhas durante o processo de cura deste [22]. Lagace *et al.* [23] demonstraram que as tensões criadas durante o processo de cura do laminado podem afetar substancialmente a evolução dos danos nos materiais compósitos sob solicitações de fadiga. Os mecanismos de dano desenvolvidos durante a vida útil dependem de vários fatores, tais como a rigidez da matriz e do reforço e da eficácia da ligação interfacial entre estes. Na Figura 2.11, por exemplo, estão representados os mecanismos de dano mais frequentes nos compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras de vidro, carbono ou aramida [8,24–26], ou seja:

- a) Fendas na matriz paralelas às fibras das camadas com orientação distinta da solicitação devido à forte anisotropia do compósito;
- b) Fratura na matriz normal às fibras cuja causa são as próprias fibras porque são mais rígidas e resistentes que a matriz;
- c) Descoesão interfacial entre a fibra e a matriz, que revela uma fraca ligação destas. Como a matriz tem um alongamento à rotura maior, esta vai recuando em relação às fibras. Durante a tração, a mesma estica-se e quando a ligação com a fibra é quebrada, a matriz retrai de forma elástica;
- d) Arrancamento de fibras, a ligação entre a matriz e a fibra é fraca e pouca ou nenhuma carga é transferida para as fibras, pelo que o compósito falha no seu propósito;
- e) Fratura das fibras, quando a rotura ocorre apenas nas fibras. Este modo de falha é desejável para se obter a resistência máxima, e também indica que a ligação entre a matriz e as fibras é forte. A matriz transferiu as cargas sobre as fibras e permaneceu em contacto com as fibras até ao nível de tensão máximo, quando se dá a fratura das fibras;
- f) Ponte de fibras (*fiber bridging*), as fibras atravessam a zona de fendas da matriz e retardam a delaminação;
- g) Delaminação, consiste na separação entre duas camadas adjacentes do laminado.

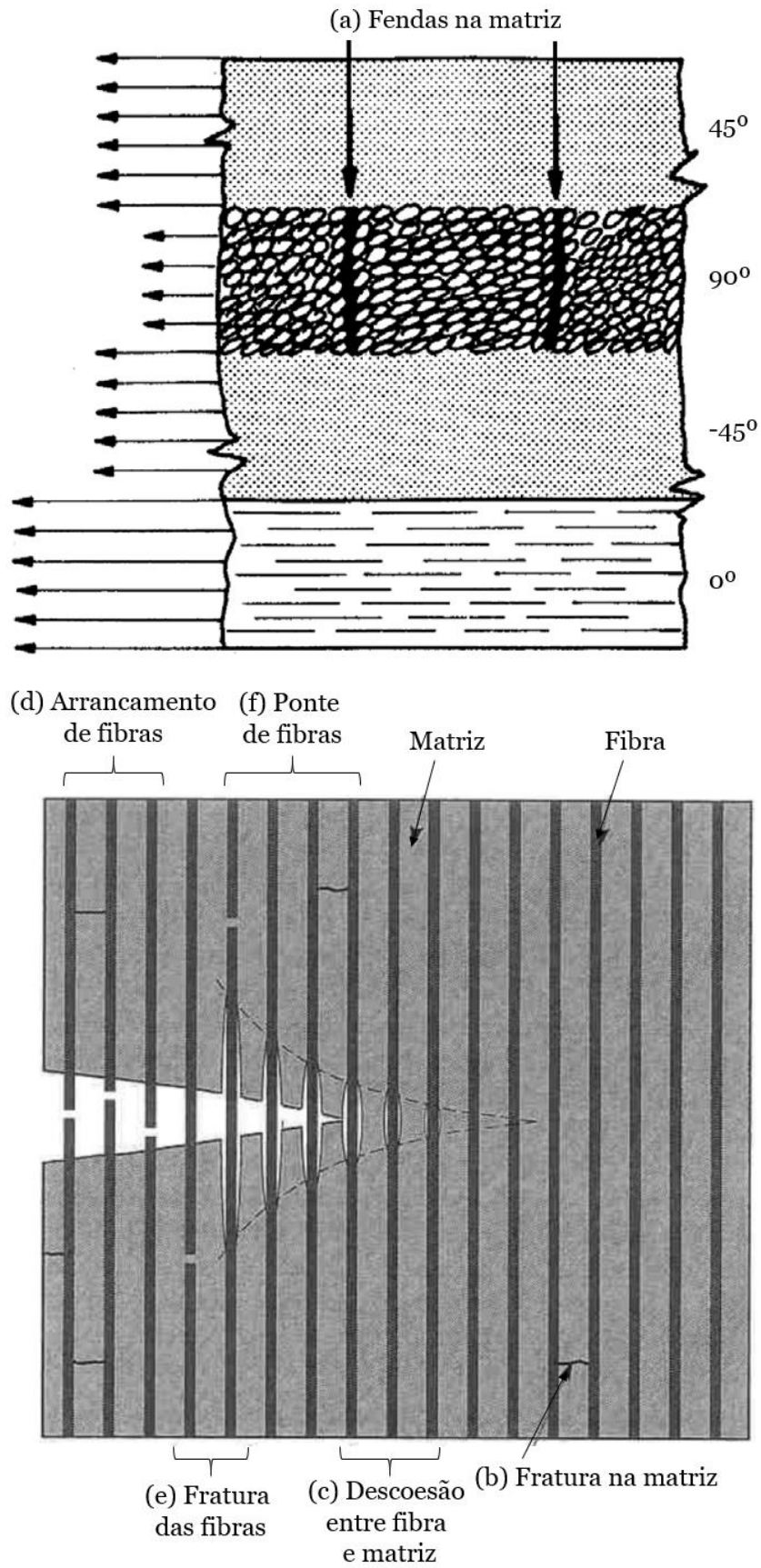


Figura 2.11 – Mecanismos de dano em compósitos reforçados por fibras (adaptado [22,24]).

2.2 Fadiga

2.2.1 Definição e evolução histórica

A fadiga é a causa mais comum de dano nas estruturas das aeronaves e componentes do motor. Estima-se que a fadiga causa mais de metade de todas as falhas de componentes metálicos [16]. A fadiga é um tipo de sollicitação que consiste na aplicação de cargas cíclicas abaixo do limite elástico dos materiais, e que provoca a formação e propagação de defeitos suscetíveis de provocar a rotura. Nos materiais homogêneos e isotrópicos a rotura por fadiga é ditada pela iniciação e propagação de uma fenda enquanto nos materiais compósitos ocorre uma acumulação generalizada de dano de natureza diversa: fissuração transversal e longitudinal, descoesão fibra-matriz, delaminação e rotura de fibras. A Figura 2.12 resume estas diferenças entre o comportamento à fadiga dos metais e dos compósitos. A caracterização do comportamento à fadiga de materiais compósitos faz-se geralmente através de ensaios uniaxiais tração-tração, tração-compressão e compressão-compressão, ainda que os últimos requeiram alguma atenção devido aos fenómenos de encurvadura que surgem nos laminados mais finos. O comportamento à fadiga de um material é caracterizado pela curva S-N que representa a tensão em função do número de ciclos de vida [12].

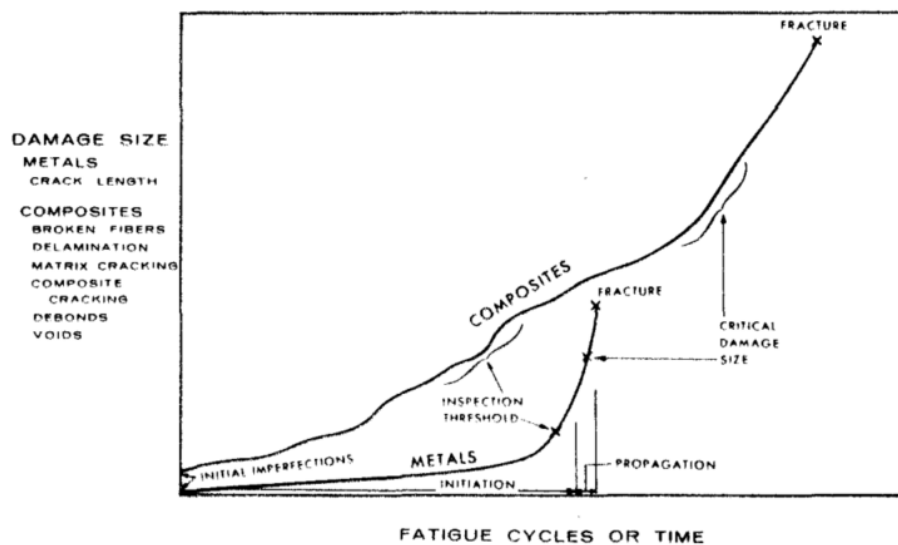


Figura 2.12 – Comparação do comportamento à fadiga entre metais e compósitos [27].

Os primeiros estudos da fadiga que estão documentados começaram no período da revolução industrial, época em que as principais indústrias eram a mineira e ferroviária. O primeiro estudo publicado sobre a fadiga foi realizado, em 1837, por Albert [28], que trabalhava na indústria mineira na Alemanha. Em 1839, Poncelet [29] e em 1854 e Braithwaite [30] utilizaram pela primeira vez a expressão “fadiga” para descrever a rotura de peças metálicas. Mais tarde, entre 1850 e 1870 Wöhler [31], que trabalhava na

indústria ferroviária, realizou uma série de ensaios em que conseguiu relacionar as cargas aplicadas com o número de ciclos até à rotura, as chamadas curvas S-N, e obteve o limite de fadiga. Desde então, existem centenas de estudos realizados para entender e explicar este fenómeno.

2.2.2 Parâmetros da fadiga

A fadiga cíclica tem vários parâmetros importantes de tensão que podem afetar as propriedades de fadiga dos materiais (Figura 2.13):

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (2.1)$$

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (2.2)$$

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (2.3)$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (2.4)$$

$$t = \frac{1}{f} \quad (2.5)$$

onde σ_m é a tensão média, σ_{max} é a tensão máxima, σ_{min} é a tensão mínima, $\Delta\sigma$ é o gama da tensão, σ_a é a amplitude da tensão, R é a razão de tensão e f é a frequência (em Hz ou número de ciclos por segundo).

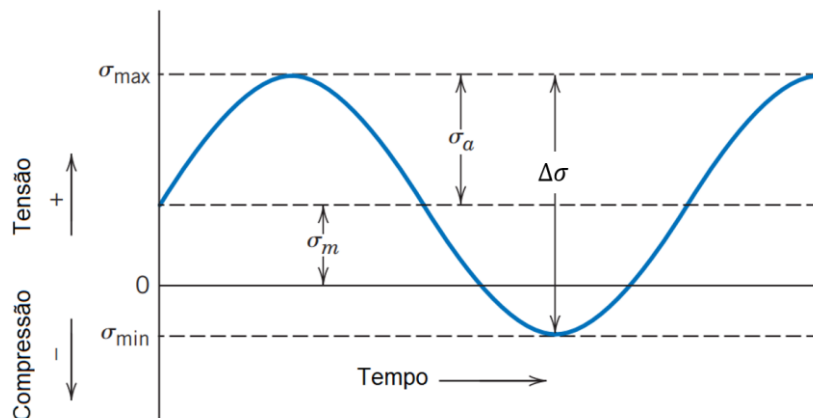


Figura 2.13 – Parâmetros utilizados no estudo da fadiga (adaptado [9]).

A razão de tensão, R , é um parâmetro muito importante nos ensaios de fadiga, porque indica a que tipo de carregamento o material está sujeito:

- $-\infty < R < 0$, trata-se de um carregamento de tração-compressão;
- $0 \leq R < 1$, trata-se de um carregamento de tração-tração;
- $1 < R < +\infty$, trata-se de um carregamento de compressão-compressão;

2.2.3 Mecanismos de dano em materiais compósitos

Os compósitos multidirecionais apresentam, obviamente, uma menor rigidez e resistência do que os unidirecionais. Isto porque o mecanismo de dano é diferente e a sua sequência pode ser dividida em três fases [12]. Em 1984, Schulte [32] fez um estudo exaustivo sobre o desenvolvimento dos mecanismos de dano em provetes de carbono/epóxi do tipo [0/90/0/90] sob solicitações de fadiga à tração ($R = 0,1$) e distinguiu as três fases distintas da curva da fadiga da rigidez, tal como está representado na Figura 2.14.

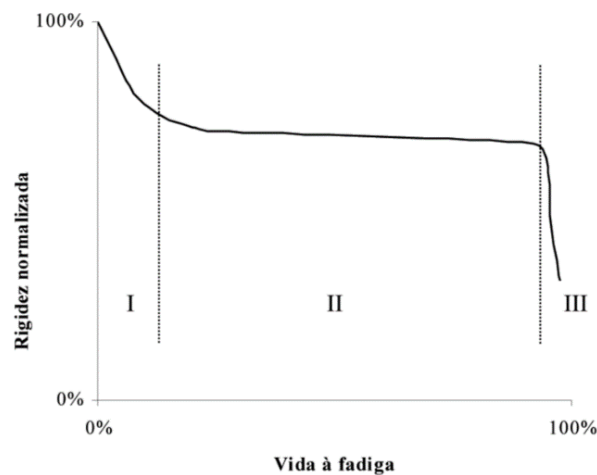


Figura 2.14 – Evolução da fadiga da rigidez de um material compósito multidirecional [12].

A primeira fase da curva caracteriza-se por uma queda abrupta da rigidez que se justifica pelo aparecimento de rotura da matriz nas camadas com orientação diferente da solicitação. A iniciação do dano ocorre nas camadas cuja diferença de orientação é máxima relativamente à solicitação. Em geral, consiste em descoesão fibra/matriz provocando microfissuras que por coalescência originam a rotura da matriz. A descoesão é favorecida pela diferença de rigidez entre matriz e fibra, e por fatores concentradores de tensão como é o caso de vazios, zonas ricas de resina, desalinhamentos de fibras, micro-descolamentos fibra/matriz, tensões residuais de origem térmica entre outros. Após iniciação a fissura propaga-se paralelamente às fibras e estende-se a toda a espessura da camada. A densidade destas fissuras aumenta com o número de ciclos até

à saturação e a sua ocorrência origina um ligeiro decréscimo da rigidez, o que caracteriza a segunda fase. Quando as fissuras atingem as interfaces entre camadas diferentemente orientadas originam delaminações, cuja propagação rápida resulta na separação do laminado em camadas isoladas, o que promove a rotura de fibras das camadas alinhadas com a solicitação levando à rotura final do laminado (terceira fase da curva da Figura 2.14) [12].

Com base na evolução da rigidez explicada anteriormente, é proposto um cenário comum aos compósitos de matriz polimérica para a evolução global dos danos durante a sua vida útil à fadiga, esquematizado na Figura 2.15 [33].

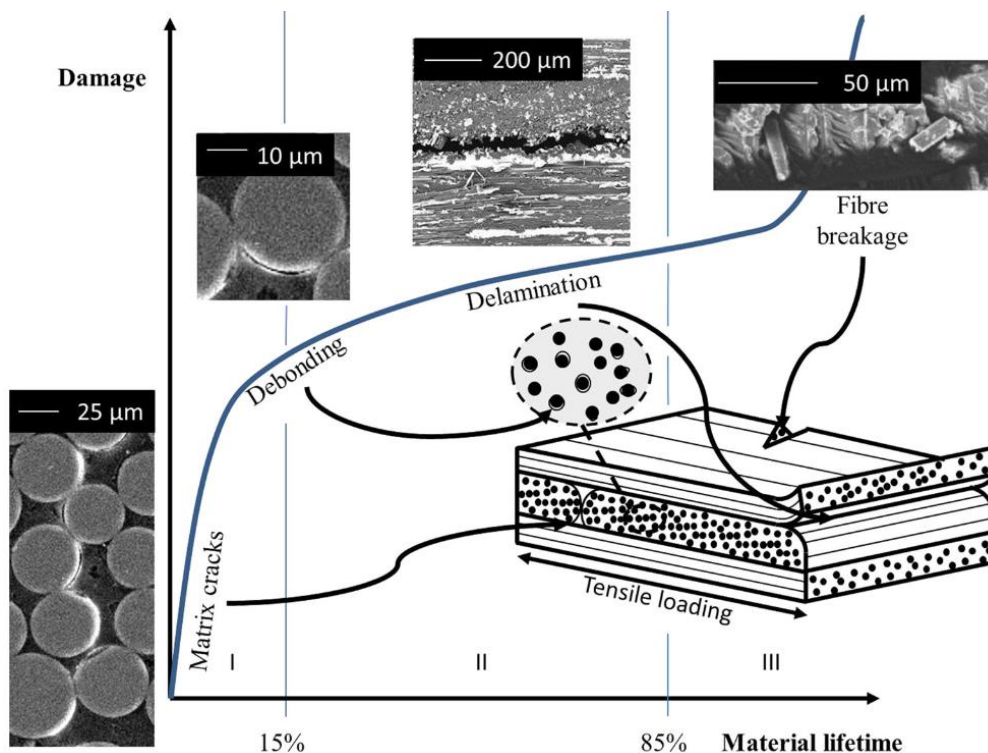


Figura 2.15 – Evolução global dos mecanismos de dano num compósito multidirecional sujeito à fadiga [33]. Os compósitos de tecido apresentam mecanismos de dano similares aos multidirecionais, nomeadamente nos laminados cruzados do tipo [0/90]. Contudo, a sua resistência à fadiga é inferior devido à ondulação das fibras. As zonas de ondulação constituem fonte de iniciação de fissuração da matriz e delaminação [12]. Em 1993, Fujii *et al.* [34] fizeram trabalhos semelhantes ao de Schulte [32], mas com compósitos reforçados com tecido de fibras de vidro numa matriz de poliéster e concluíram que a evolução da rigidez era muito semelhante à descrita por Schulte [32]. Os ensaios de fadiga foram realizados com uma frequência (f) de 2 Hz e uma razão de tensão (R) igual a zero. Inicialmente verificou-se que há uma descoesão entre os fios de trama e a matriz, representada na Figura 2.16, e em simultâneo, fendas na matriz, mas em zonas ricas em

resina entre duas camadas de tecido. Na segunda fase, a descoesão continua a avançar no fio de trama, em direção à zona de ondulação, e vai crescendo até se juntar a outra descoesão já iniciada na zona. Nesta zona de ondulação, onde se cruzam os fios de trama e urdume ocorrem pequenas delaminações, denominadas por meta delaminações. Por fim, na terceira e última fase ocorre a fratura das fibras na zona de ondulação [34]. Pandita *et al.* [35] realizaram, em 2001, um estudo semelhante e confirmaram as mesmas observações.

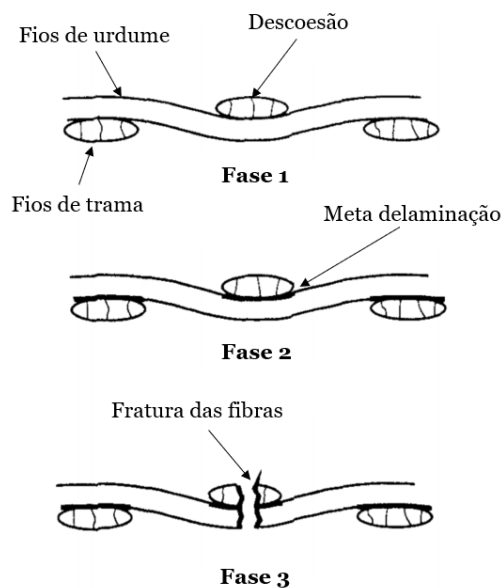


Figura 2.16 – Processo de fadiga num laminado composto de tecido vidro/epóxi (adaptado [34]).

2.3 Fadiga *fretting*

2.3.1 Definição e evolução histórica

Apesar da fadiga *fretting* poder relacionar-se com a fadiga, ela tem vindo a ser estudada como uma área distinta, pois o dano mecânico que ocorre na superfície tem um papel determinante na diminuição da vida à fadiga dos materiais. Segundo a ASM (*American Society of Materials*), o *fretting* é um fenómeno oscilatório de pequena amplitude que ocorre entre duas superfícies em contacto sob pressão [4]. Como na zona de contacto (interface) existe uma interação entre corrosão, desgaste e fadiga, este fenómeno requer conhecimentos de mecânica do contacto, tribologia, fadiga multiaxial e ciência dos materiais. As falhas em componentes mecânicos provocadas pela fadiga *fretting* têm vindo gradualmente a ser reconhecidas como um modo de falha de grande importância e, de acordo com alguns autores [36–39], direta ou indiretamente, os danos causados pela fadiga *fretting* são provocados por diversos fatores. Segundo eles, existem mais de 50 parâmetros que podem influenciar os danos causados por *fretting*, o que faz com que

depois de muitos anos de investigação este assunto ainda continue a ser estudado. Por exemplo, Dobromirski [40] afirmou que todos estes parâmetros estão interligados entre si, mas o melhor exemplo veio de Madge *et al.* [41], onde se evidenciou que o coeficiente de atrito afeta a distribuição do escorregamento, varia em função da carga normal e muda com a alteração dos números de ciclos de carga da fadiga. Por outro lado, conforme ilustra a Figura 2.17, Vingsbo e Söderberg [42] especificaram três tipos de degradação da superfície numa situação de *fretting*: corrosão por *fretting* (*fretting corrosion*), desgaste por *fretting* (*fretting wear*) e fadiga *fretting* (*fretting fatigue*).

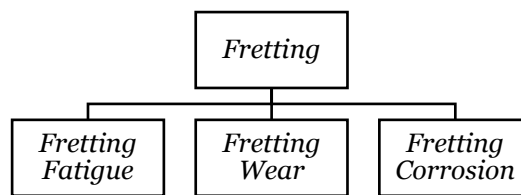


Figura 2.17 – Termos utilizados no fenómeno do *fretting*.

Os dois primeiros termos são vulgarmente utilizados como sinónimos, uma vez que o desgaste das superfícies em contacto uma com a outra envolve geralmente a formação de óxidos. A ASTM (*American Society for Testing Materials*) define, por exemplo, desgaste por *fretting* como o desgaste resultante do *fretting* e corrosão por *fretting* uma forma do desgaste por *fretting* em que a corrosão desempenha um papel determinante. Buciumeanu [43] afirmou que perante a existência simultânea de fadiga e *fretting*, o fenómeno de fadiga *fretting* pode ser escrito como a soma da carga axial, normal e tangencial, efeito de desgaste e fator sinérgico entre a fadiga, *fretting* e desgaste:

$$D = F_{La} + FF_{Fn,Ft} + W + S_{F,FF,W} \quad (2.6)$$

onde D é o grau de degradação, F_{La} a influência da fadiga na vida (carga axial), $FF_{Fn,Ft}$ a influência do *fretting* na vida, devido as cargas normal e tangencial envolvidas no processo de contacto, W a influência do desgaste e $S_{F,FF,W}$ o fator sinérgico entre a fadiga, *fretting* e desgaste.

A Figura 2.18, por exemplo, mostra as diferenças entre um cenário de *fretting*, de fadiga simples e de fadiga *fretting*. A distribuição de tensões locais (σ_{local}) é criada pela força de contacto normal (N) que costuma ser constante e mantém os corpos unidos e pela força tangencial (Q) que costuma ser variável e induz o escorregamento entre os corpos, enquanto a distribuição de tensões global (σ_{global}) é devido à tensão aplicada (σ) [5].

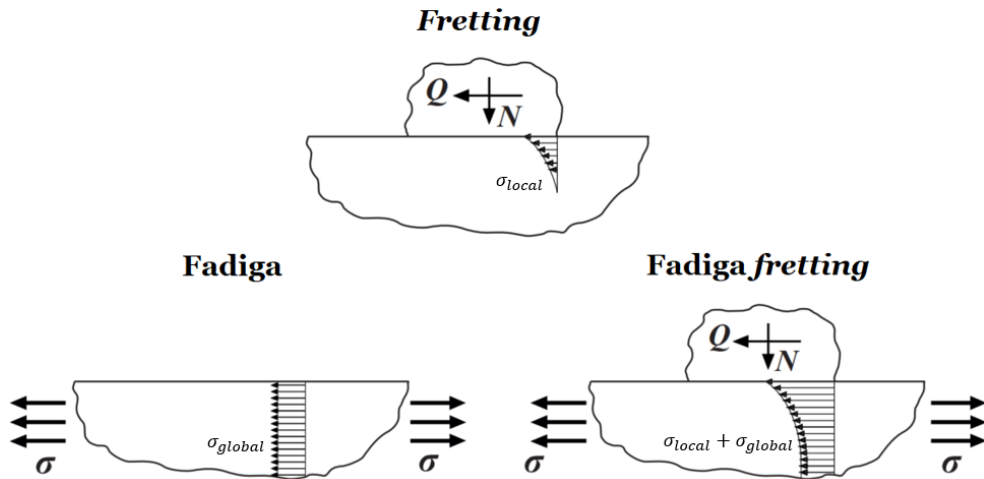


Figura 2.18 – Esquema das diferenças entre *fretting*, fadiga e fadiga *fretting* (adaptado [44]).

Dependendo da relação Q/N pode-se estar perante uma situação de escorregamento global, isto é, $Q/N = \mu$, ou perante uma situação de escorregamento parcial $Q/N < \mu$, onde μ é o coeficiente de atrito entre as superfícies em contacto. Na condição de escorregamento global, existe uma zona de contacto que se encontra a deslizar, enquanto na condição de escorregamento parcial, uma parte da zona de contacto está em aderência e outra está a deslizar como mostra a Figura 2.19 [5].

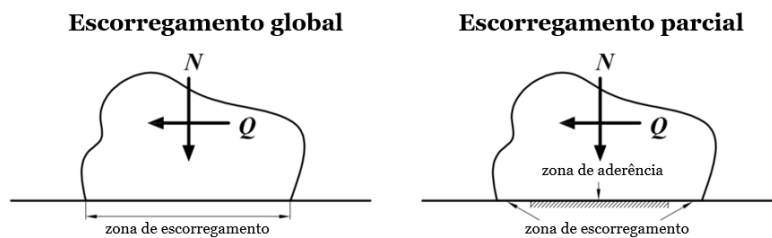


Figura 2.19 – Escorregamento global e parcial (adaptado [5]).

No caso do escorregamento parcial, e devido à tensão global (σ), a zona de aderência desloca-se uma quantidade (e) em comparação com a situação sem tensão global porque a diferença entre as deformações produzidas em cada corpo na zona de contacto não é zero, mas igual à deformação produzida pela tensão global (Figura 2.20) [5].

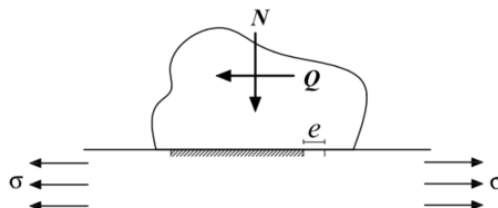


Figura 2.20 – Efeito da tensão global (σ) [5].

Como já foi referido anteriormente, há inúmeros casos em que o fenómeno do *fretting* ocorre. Pode-se destacar as estruturas fixas com pinos ou parafusos e as juntas do tipo cauda de andorinha utilizadas nos motores dos aviões (ver Figura 2.21), as quais têm sido alvo de vários estudos devido ao facto de serem um sério problema. No caso particular das juntas tipo cauda de andorinha, elas apresentam baixa tolerância a danos e conduzem a grandes falhas [6]. São essencialmente utilizadas para fixar as pás no disco rotativo para a montagem do *fan*, bem como no compressor de baixa pressão e na turbina, utilizados para a propulsão de aviões. Neste caso, o escorregamento apenas ocorre numa parte do contacto e os limites entre as zonas de aderência e escorregamento depende do coeficiente de atrito [45]. Nas juntas fixas com pinos ou parafusos, a falha pode ocorrer entre as placas que estão unidas, entre o furo e o pino ou entre a cabeça do pino e a placa [45].

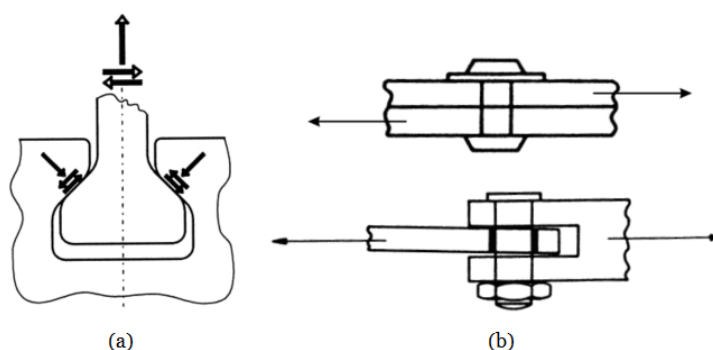


Figura 2.21 – Exemplos da união (a) do tipo cauda de andorinha e (b) fixa com pinos [45].

O primeiro estudo conhecido que menciona o *fretting* data de 1911, da autoria de Eden *et al.* [46], onde notaram a presença de óxidos entre as garras da máquina e os provetes, enquanto realizavam ensaios de fadiga. Em 1927, Tomlinson [47] realizou a primeira investigação exaustiva sobre este fenómeno, utilizando pela primeira vez a expressão “*fretting corrosion*”. Concebeu máquinas que geravam movimentos rotacionais de pequena amplitude entre duas superfícies em contacto e como consequência, causavam o desgaste e a formação de óxidos nos provetes. Efeito este que o autor distinguiu da corrosão comum, onde ocorre apenas uma reação química no material. Também verificou que este fenómeno só ocorria com movimentos de muito pequena amplitude. Mais tarde, em 1941, Warlow-Davies [48] realizou uma série de ensaios mistos em que primeiro submetia provetes de aço sob solicitações de *fretting* e posteriormente, já com algumas fissuras criadas pelo *fretting* no provete, retirava os elementos de contacto e continuava o ensaio mas desta vez só sob solicitações de fadiga até à rotura total do provete. Este tipo de ensaio reduziu a vida entre 13 – 17% em relação aos ensaios de fadiga. Posteriormente, McDowell [49], em 1953, concluiu que a ação simultânea da

fadiga e do *fretting*, uma situação que na realidade é bastante usual, é muito mais severa que a ação isolada do *fretting* ou da fadiga. Nestes ensaios, a resistência à fadiga diminuiu entre 2 a 5 vezes o seu valor original. Em 1958, Fenner e Field [50] também realizaram ensaios de fadiga *fretting* e comprovaram que o *fretting* acelerava, de forma notável, o processo de iniciação de fendas. Estes dois autores, foram também os pioneiros na utilização da chamada, e amplamente utilizada, "ponte de *fretting*" para a realização de ensaios.

2.3.2 Ensaios de fadiga *fretting*

Através de ensaios de *fretting* é possível estudar o comportamento do material perante este complexo fenómeno, permitindo assim analisar as causas que o provocam e a influência de cada um dos parâmetros envolvidos na fadiga *fretting*. Assim, é estudada a forma como as cargas a que os componentes estão sujeitos afetam a nucleação e propagação de fissuras, a influência das condições ambiente, o desgaste produzido na superfície de contacto, etc. Podem-se distinguir dois tipos de ensaios: os ensaios realizados com geometrias reais e os ensaios com geometrias simples [5]. É importante realçar que atualmente não existe nenhuma norma para realizar este tipo de ensaios. Apenas muito recentemente a ASTM fez uma publicação [51] em que são dadas algumas indicações, ainda que vagas, sobre a forma como se devem realizar estes ensaios.

Nos testes com componentes reais o objetivo é reproduzir o mais fielmente possível o comportamento real destes componentes em funcionamento. Contudo, estes ensaios têm um alto custo económico e apenas fornecem informações sobre o componente e as condições de ensaio utilizadas, as quais são dadas como sendo as principais desvantagens. Os resultados obtidos não podem ser extrapolados para outras geometrias, e mesmo para uma dada geometria não é possível extrapolar os resultados para uma situação que envolva condições diferentes. Por norma, a geometria dos componentes é complexa e não têm ou é demasiado difícil obter uma solução analítica do estado de tensões e deformações, pelo que o recurso a *softwares* de cálculo numérico, como o método de elementos finitos é uma prática vulgar. Este método, para além de requerer muito tempo de processamento, também associa alguma incerteza nos resultados das simulações, especialmente ao nível dos campos de tensões/deformações da zona de contacto [5].

Para facilitar o estudo do fenómeno da fadiga *fretting* recorre-se aos ensaios com geometrias simples. Normalmente existem soluções analíticas que permitem obter o estado de tensões e deformações na superfície de contacto, para além deste tipo de ensaio simplificar bastante o estudo do comportamento dos componentes. Estes testes são

normalmente realizados com os seguintes tipos de geometrias: contacto entre esfera-plano, contacto entre cilindro-plano, contacto entre um punção reto e um plano, assim como o contacto entre punção reto com arestas arredondadas e um plano [5], como ilustra a Figura 2.22.

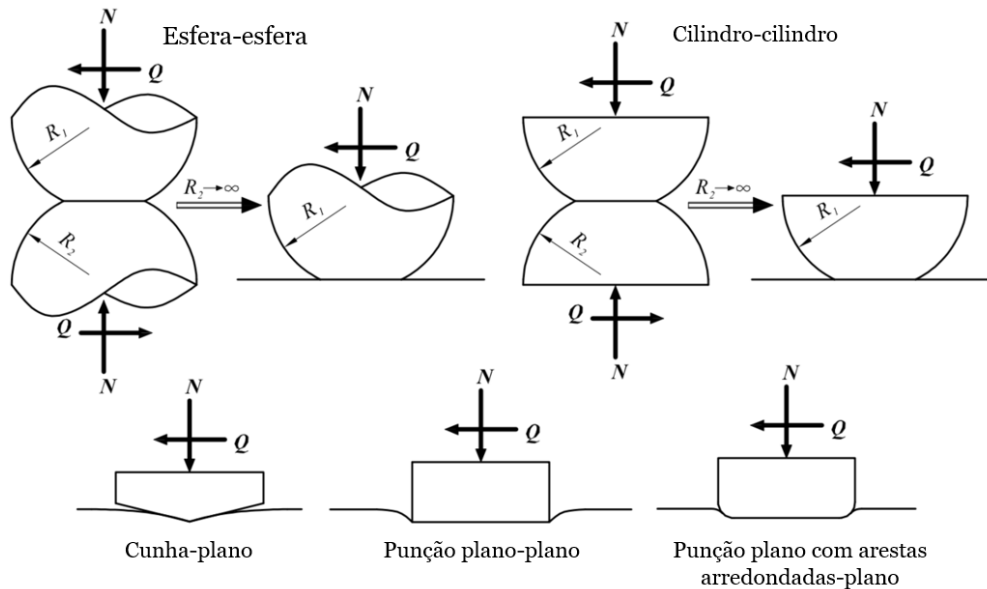


Figura 2.22 – Diferentes tipos de contacto (adaptado [5]).

O contacto esférico, por exemplo, tem vantagem de dispor de uma solução analítica para o estado de tensões e deformações sem ser necessário recorrer a ferramentas numéricas, e o facto de ser uma configuração que não necessita de elementos de alinhamento para realizar o ensaio. A desvantagem é que não é muito vulgar nas aplicações práticas. Tal como o contacto esférico, o contacto cilíndrico também dispõe de soluções analíticas, com a vantagem de poder ser tratado de forma bidimensional. Todavia, esta configuração necessita de elementos de alinhamento pois é necessário garantir que o eixo do indentador seja perpendicular à direção de aplicação da carga tangencial. Por fim, o contacto de um punção reto com um plano apresenta várias desvantagens. A mais evidente é o facto de ser necessário utilizar o modelo elastoplástico por causa da singularidade que ocorre nos limites da zona de contacto. Para além disso, esta configuração não apresenta equações analíticas para o cálculo de tensões fora da zona de contacto, sendo necessário recorrer a um modelo numérico [5].

Um contacto é considerado incompleto quando o tamanho da área de contacto depende da carga normal aplicada, é o caso da esfera-esfera, cilindro-cilindro, cunha-plano e punção de arestas arredondadas-plano. Pelo contrário, um contacto é considerado completo quando o tamanho da área de contacto é independente da carga normal aplicada, como é o caso do contacto de punção reto-plano [5].

Neste trabalho foi utilizado o contacto cilíndrico e considerou-se que um dos cilindros tem um raio infinito, ou seja, ocorre entre um cilindro e um plano (Figura 2.23). Inicialmente, aplica-se uma carga N que mantém os sólidos em contacto e depois aplica-se as cargas variáveis Q e P . A zona de contacto é uma banda de semilargura a . Desta forma distinguem-se duas zonas no interior, zona de aderência de tamanho $2c$ e outra em ambos limites da zona de contacto, onde ocorre o escorregamento. Quando a carga axial não é nula, como ocorre na fadiga *fretting*, a zona de aderência desloca-se lateralmente uma quantidade e , denominada excentricidade.

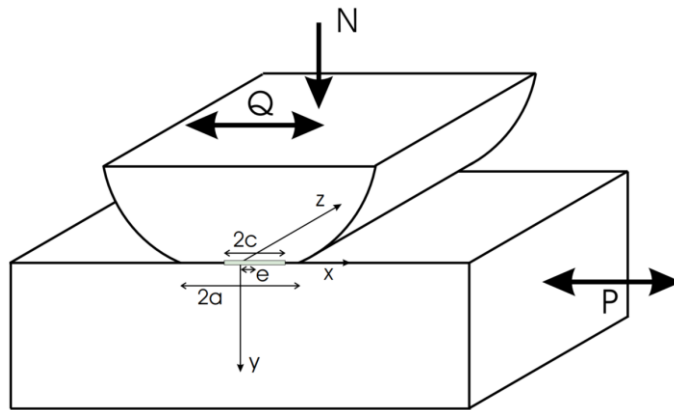


Figura 2.23 – Contacto cilíndrico com as forças aplicadas durante um ensaio [45].

As expressões apresentadas em seguida são para o caso em que o escorregamento ocorre no mesmo sentido ao longo do contacto [45]. A pressão normal é dada por

$$p(x) = p_0 \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2}} \quad (2.7)$$

onde p_0 é a tensão máxima normal devido a N e dada por:

$$p_0 = \frac{2N}{\pi a} \quad (2.8)$$

$$a = \sqrt{\frac{4NR}{\pi E^*}} \quad (2.9)$$

onde E^* é o módulo de Young equivalente para um contacto de materiais semelhantes e R o raio do cilindro, ou seja:

$$E^* = \frac{E}{2(1 - \nu^2)} \quad (2.10)$$

Assumindo a deformação plana, a tensão tangencial na zona de deslizamento é dada por:

$$q(x) = \mu p_0 \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2}} \quad |x| \leq a \quad |x - e| \geq c \quad (2.11)$$

enquanto na zona de adesão é:

$$q(x) = \mu p_0 \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2}} - \frac{c}{a} \mu p_0 \sqrt{1 - \frac{(x - e)^2}{c^2}} \quad |x - e| \geq c \quad (2.12)$$

onde e é a excentricidade da zona de aderência e é dada por:

$$e = \frac{a\sigma}{4\mu p_0} \quad (2.13)$$

onde σ é a tensão axial no provete devido à carga P .

2.3.3 Fadiga *fretting* em materiais compósitos poliméricos

Os estudos sobre este fenómeno em materiais compósitos de matriz polimérica resumem-se, na prática, a trabalhos realizados por Klaus Friedrich, Karl Schulte e Olaf Jacobs. Em 1986, foram realizados os primeiros estudos sobre fadiga *fretting* em materiais compósitos, por Friedrich [52]. Neste trabalho, foi utilizado um compósito de fibra de vidro/poliéster insaturado e foi demonstrado que durante a fadiga um elemento de contacto de *fretting* pode reduzir a vida útil à fadiga. De acordo com a bibliografia [53–58], o comportamento dos laminados poliméricos reforçados por fibras sob solicitações de *fretting* depende de muitos fatores distintos, tais como: tipo de fibra e matriz, orientação das fibras, direção de escorregamento, pressão de contacto na superfície, amplitude e frequência do movimento, coeficiente de atrito, dureza do material de contacto, tratamento da superfície, lubrificação, temperatura, entre outros.

Em 1987, Friedrich *et al.* [59] utilizaram dois laminados diferentes de carbono/epóxi para estudar o desgaste e resistência à fadiga com e sem um elemento de *fretting* de titânio. Embora o laminado com sequência de empilhamento [45/0/45/90/45] sofra um desgaste 7 vezes maior que o laminado com a sequência [0/90/0/90], este último é muito mais sensível à fadiga *fretting*, como ilustra a Figura 2.24. Uma das razões para esta evidência deve-se à quantidade de danos que ocorrem na camada exterior de contacto (a camada a 0°). Para além de ser fortemente afetado pela força normal e pelo diâmetro do pino de *fretting*, a orientação das fibras na zona de contacto revelou-se determinante em virtude dos elevados danos observados na camada de 0° do laminado [0/90/0/90]. Schulte *et al.* [1] realizaram ensaios de fadiga *fretting* com alguns compósitos de matriz epóxi reforçada por fibras contínuas unidirecionais de carbono e aramida. A camada exterior destes compósitos tinha orientação de 0°, à exceção de um. Também foi

estudado um compósito híbrido de carbono com aramida na superfície e foram utilizados diversos elementos de contacto metálicos (aço, alumínio, latão e titânio). Estes elementos eram pinos cilíndricos com a base plana e arredondada. As curvas de fadiga evidenciaram que os pinos de aço não causaram nenhum efeito na fadiga *fretting* até uma tensão de contacto de 23 MPa ($N = 450\text{ N}$). Todavia, conforme ilustra a Figura 2.25, ao utilizar pinos de alumínio ou latão, a vida à fadiga *fretting* revelou-se altamente dependente da força normal.

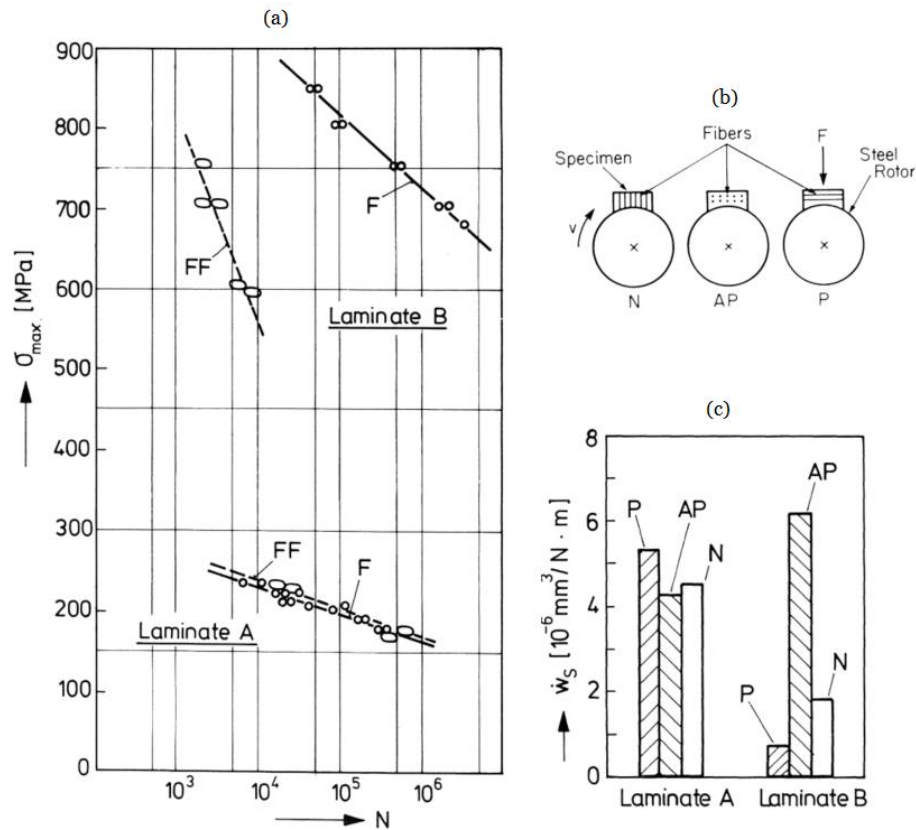


Figura 2.24 – (a) Curvas de fadiga (F) e fadiga *fretting* (FF); (b) Diferentes orientações das fibras em função da direção de escorregamento: normal (N), antiparalela (AP) e paralela (P); (c) Dependência da taxa de desgaste segundo a direção de escorregamento [59].

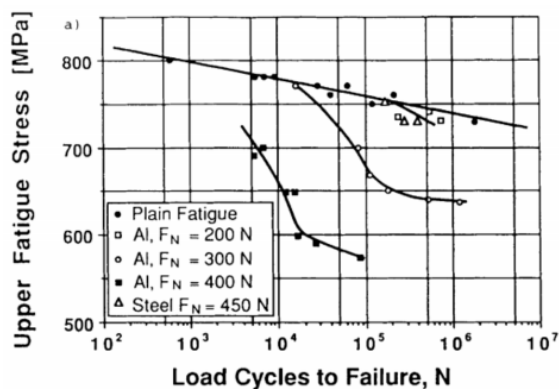


Figura 2.25 – Curvas S-N de fadiga e fadiga *fretting* para um compósito de carbono [1].

As curvas de fadiga do compósito de aramida (Figura 2.26a) e do compósito híbrido aramida/carbono (Figura 2.26b) apresentam um comportamento invulgar, pois transitam de um comportamento muito resistente à fadiga para um comportamento sensível à fadiga. A curva de fadiga do híbrido (Figura 2.26b) é formada, inicialmente, por uma reta com declive quase idêntico ao laminado de carbono e depois passa para uma parte inclinada e paralela à curva ao laminado de aramida. Nos ensaios de fadiga *fretting*, com pinos de alumínio e uma força normal de 450 N, a vida útil à fadiga do laminado de carbono reduz drasticamente (seta 1 na Figura 2.26b) porque o carbono/epóxi tem uma baixa resistência ao desgaste durante o ensaio. Contudo, no compósito de aramida/epóxi as curvas de fadiga e fadiga *fretting* são quase indistinguíveis (Figura 2.26a). O compósito híbrido formado por carbono no núcleo e aramida nas superfícies, tinha como objetivo combinar a resistência à fadiga do carbono/epóxi com a resistência à fadiga *fretting* da aramida/epóxi. Este compósito híbrido demonstrou uma resistência à fadiga *fretting* semelhante ao laminado de aramida. Há que salientar que o valor absoluto da tensão de fadiga que o carbono falha após um certo número de ciclos é muito mais elevado do que para o híbrido por isso as vantagens da camada superficial de aramida são quase nulas. No entanto, se for um compósito híbrido com um núcleo de carbono espesso e uma fina camada superficial de aramida a curva da fadiga assemelha-se mais à curva do laminado carbono/epóxi. Assim, neste caso, a alta resistência ao desgaste das fibras de aramida na superfície pode beneficiar o desempenho à fadiga *fretting* do laminado híbrido (seta 2 na Figura 2.26b), mesmo em valores absolutos de tensão.

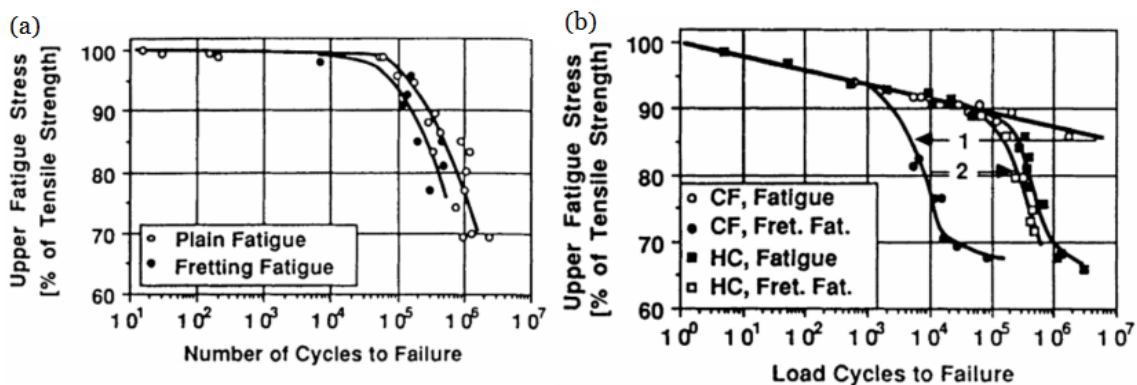


Figura 2.26 – Curvas S-N de fadiga e fadiga *fretting* para compósitos de (a) aramida, (b) carbono (CF) e híbrido (HC). Elemento de contacto de alumínio e $N=450$ N [1].

Jacobs *et al.* [54] concluíram que uma matriz epóxi provoca um menor desgaste nos compósitos, em comparação com uma matriz PEEK. Em relação às fibras, os compósitos de aramida possuem a melhor resistência ao desgaste e os compósitos de fibra de vidro a pior, ficando os de fibra de carbono na posição intermédia. Schulte *et al.* [1] também

afirmaram que em condições de cargas baixas qualquer tipo de fibra de reforço acelera o desgaste do compósito. Normalmente, as fibras de aramida não têm uma boa ligação de interface com a matriz e tende a ocorrer a descoesão entre estas. As fibras de carbono, e as fibras de vidro de forma ainda mais pronunciada, formam uma camada abrasiva na interface que ataca o elemento de contacto e aumenta a sua rugosidade e formação de pequenos detritos metálicos, que por sua vez atuam como um terceiro corpo abrasivo.

Schulte *et al.* [1] concluíram que os diferentes laminados estudados apresentam algumas semelhanças gerais em relação aos mecanismos de falha por fadiga *fretting*. A única diferença consiste na direção do movimento relativo dos pinos de contacto de *fretting* em relação à orientação das fibras nas camadas superficiais do laminado. A Figura 2.27a resume os diferentes mecanismos de dano observados devido à fadiga *fretting* paralela à direção das fibras. Quando a fadiga *fretting* ocorre num ângulo de 45° com a direção paralela das fibras, podem ser observados mecanismos de danos muito semelhantes. O resumo dos mecanismos de danos é, portanto, também admissível para esse caso:

- a) Desgaste da matriz devido à deformação plástica, desbaste e corte, favorecidos pelo aquecimento local da matriz. Formação de detritos da matriz;
- b) Desgaste da fibra de reforço, com pulverização da fibra;
- c) Fratura das fibras;
- d) Descoesão da interface fibra/matriz;
- e) Fibras soltas da matriz;
- f) Fratura da matriz, observada principalmente quando a fadiga *fretting* ocorre num ângulo inferior a 45° com a direção paralela.

Na Figura 2.27b são apresentados os diferentes mecanismos de dano devido à fadiga *fretting* normal à direção das fibras, bem como abaixo de 45° com a direção normal:

- a) Desgaste das fibras e da matriz com formação de resíduos pelo pino de *fretting*;
- b) Fragmentação nas extremidades das fibras;
- c) Fibras que saem da matriz com descoesão fibra/matriz;
- d) Aumento da delaminação devido ao movimento relativo entre as fibras a 90° e 45°.

Bijwe *et al.* [60] realizaram um trabalho com compósitos reforçados com tecidos de carbono, de aramida e híbridos. Escolheram a aramida devido ao seu potencial comprovado na resistência ao desgaste abrasivo. Com base neste trabalho, em estudos anteriores dos mesmos autores com tecidos de carbono e vidro, bem como nos trabalhos

de Schulte *et al.* [1], são apresentados os seguintes mecanismos de dano devido ao *fretting* que vulgarmente surgem em compósitos reforçados com tecidos e estão ilustrados na Figura 2.28:

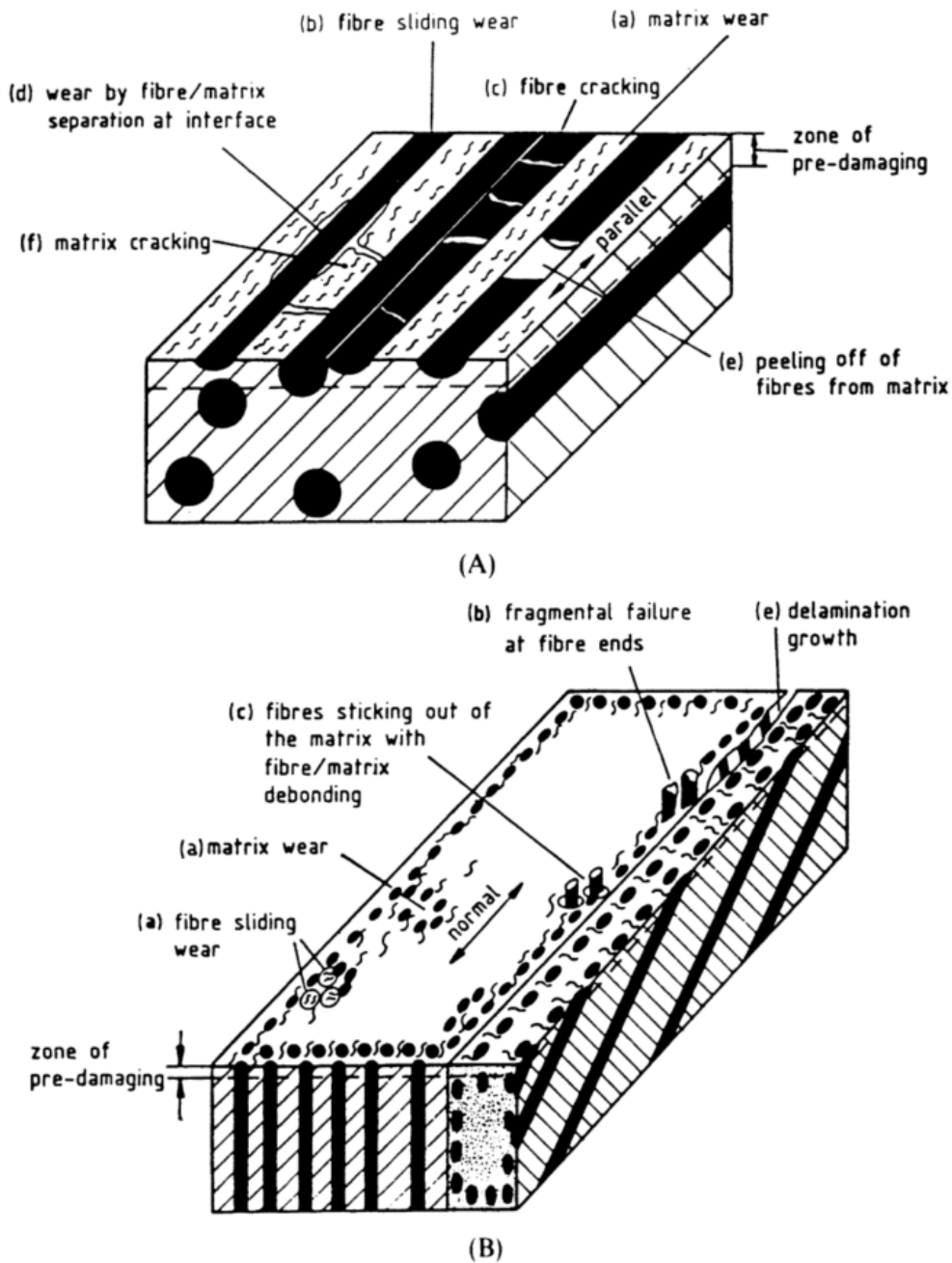


Figura 2.27 – Mecanismos de dano na fadiga *fretting* na superfície dum compósito polimérico reforçado com fibras contínuas (A) Paralelo à direção das fibras; (B) Normal à direção das fibras [1].

- a) Formação na interface dum terceiro corpo contendo resíduos de desgaste de resina, fibras, pó metálico e lubrificante sólido, se houver. O comportamento global de fricção e desgaste é governado pela natureza dos detritos, o que pode aumentar a mobilidade da interface (como no caso do carbono) ou opor-se-lhe (como no caso da aramida em condições severas).

- b) Remoção de fragmentos de matriz derretida/suavizada e a sua transferência para o elemento de contacto.
- c) Incorporação de resíduos de desgaste (incluindo lubrificantes metálicos, fibrosos ou sólidos) sobre a superfície do compósito.
- d) Tensões repetitivas (térmicas e mecânicas) que levam à deterioração da adesão entre as fibras e a matriz, levando finalmente à fácil remoção de fibras.
- e) Desgaste de fibras, que são paralelas à direção de deslizamento e descoesão entre as fibras e a matriz.
- f) Fissuras excessivas de fibras frágeis como o carbono e vidro na direção antiparalela ao deslizamento, levando à pulverização e transferência para a interface do terceiro corpo. A transferência dinâmica e transferência de retorno do material da interface para os dois corpos em contacto separados pela interface.
- g) Arrancamento de fibras rachadas e partidas, deixando cavidades de tamanho considerável.
- h) Formação de sulcos devido à transferência de detritos de desgaste sobre a superfície da matriz, se for dúctil como no caso de PEEK [1] e PEI. Se a matriz é frágil como a epóxi, as fissuras são nucleadas e propagadas formando um resíduo de desgaste após a intersecção de fissuras na junção.

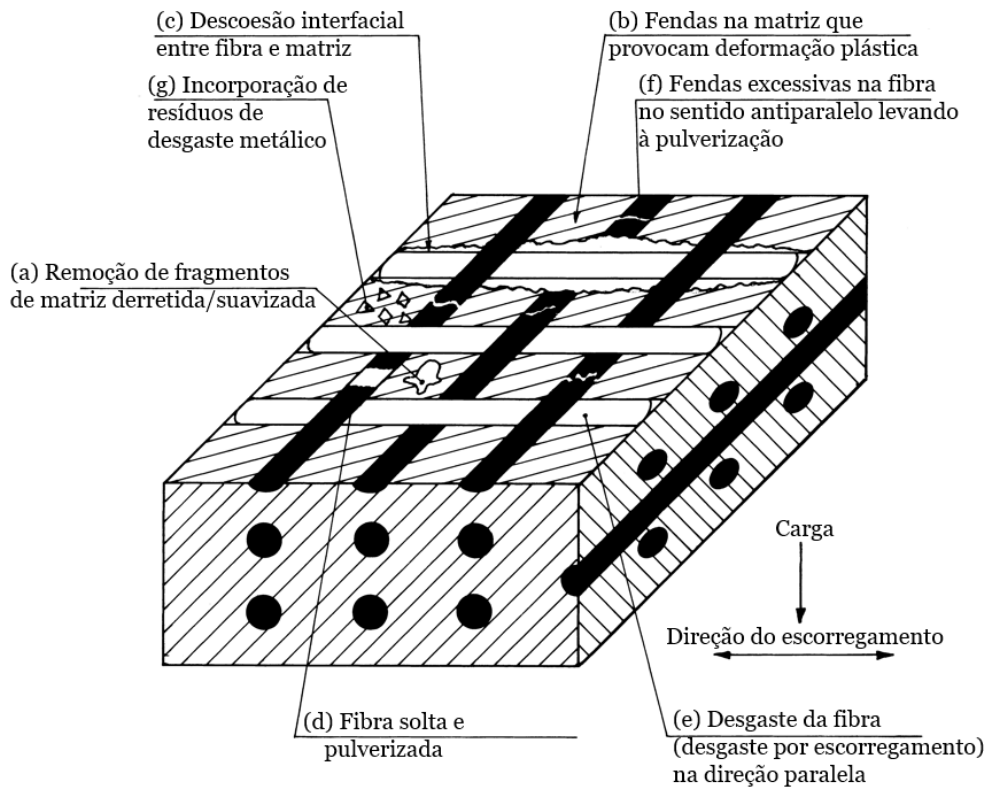


Figura 2.28 – Mecanismos de desgaste num compósito polimérico reforçado com tecido (adaptado [60]).

2.3.4 Fadiga *fretting* em acidentes com aeronaves

Em 1984, Campbell e Lahey [61], realizaram um inquérito mundial, sobre acidentes envolvendo falhas por fadiga tanto em aeronaves com asa fixa como com asa rotativa e concluíram que duas das cinco causas mais comuns de nucleação de fissuras por fadiga envolveram parafusos/pinos e *fretting*. Dos 574 acidentes investigados em que foram detetadas as origens das fissuras, 163 (cerca de 28%) envolveram parafusos e pinos e/ou *fretting*. Contudo, a comunidade científica não tem acesso à história completa destes acidentes, por isso esta percentagem é provavelmente muito maior. Alguns exemplos de acidentes com aeronaves, entre 1968 e 2005, encontram-se na Tabela 2.5. Não se sabe ao certo se o *fretting* esteve envolvido nestes acidentes, uma vez que os investigadores muitas vezes negligenciam o *fretting*. Para além disso, os modos e mecanismos de falha misturam-se frequentemente e o processo que leva à falha não é provavelmente o resultado de um único fator [6,62].

Historicamente, a maioria das falhas estruturais examinadas aconteceram em materiais metálicos, devido a predominância das estruturas metálicas nas aeronaves ao longo de mais de 80 anos. É, por isso, natural que exista já um largo e bom conhecimento de falhas nas estruturas metálicas e é igualmente importante estender esse conhecimento até aos materiais compósitos, que se têm utilizado de forma crescente desde meados de 1980. Este estudo pretende contribuir para esse esforço, introduzindo alguns conceitos básicos de falha nos materiais compósitos.

Tabela 2.5 – Detalhes de acidentes entre 1968 e 2005 (adaptado [63]).

| Nº | Ano | Companhia e nº de voo | Motivo da falha |
|----|------|--------------------------------|--|
| 1 | 1968 | Los Angeles Airways Voo 417 | Sikorsky S-61 perdeu uma das pás do rotor principal devido a falha por fadiga. |
| 2 | 1985 | Japan Airlines Voo 123 | B747 caiu depois de perder o estabilizador vertical devido a fadiga e reparos defeituosos na antepara de pressurização traseira. |
| 3 | 1988 | Aloha Airlines Voo 243 | B737 sofreu uma despressurização explosiva devido a falha por fadiga. |
| 4 | 1989 | United Airlines Voo 232 | DC-10 perdeu o motor da cauda devido a falha por fadiga. |
| 5 | 1992 | El Al Israel Airlines Voo 1862 | B747 caiu depois de perder 2 motores devido a falha por fadiga nos parafusos de fixação de 1 motor da asa direita. |
| 6 | 2002 | China Airlines Voo 611 | B747 sofreu uma despressurização explosiva em voo devido a falha por fadiga. |
| 7 | 2005 | Chalk's Ocean Airways Voo 101 | G-73 Mallard perdeu a asa direita devido a falha por fadiga. |

Capítulo 3

Material, equipamento e procedimento experimental

Para alcançar os objetivos desta dissertação foi necessário realizar um vasto trabalho experimental, pelo que, neste capítulo será descrito todo o procedimento experimental necessário para estudar a fadiga *fretting* em laminados compósitos de aramida. Em primeiro lugar, descrevem-se os materiais utilizados, bem como as suas propriedades, o processo de fabrico e o tipo de provetes utilizado. Em seguida, descreve-se o equipamento utilizado para a realização dos ensaios de tração e fadiga, bem como para a montagem da unidade de ensaios de fadiga *fretting* e a geometria de contacto usada neste tipo de ensaio.

3.1 Fabricação dos laminados

Para este estudo, foram fabricados no Laboratório de Mecânica dos Materiais do DEM (Departamento de Engenharia Eletromecânica) da UBI (Universidade da Beira Interior), laminados com dois tipos de configuração, como ilustrado na Figura 3.1. Um dos laminados é constituído por 24 camadas de tecido bidirecional de fibra de aramida 170-1000P (170 g/m^2), enquanto o outro é constituído por 12 camadas do mesmo tecido de aramida e 9 camadas de tecido bidirecional de fibra de carbono 195-1000P (195 g/m^2). Na Figura 3.2 encontram-se ilustrados os tecidos utilizados neste trabalho e na Tabela 3.1 encontram-se sintetizadas as características de cada um deles.

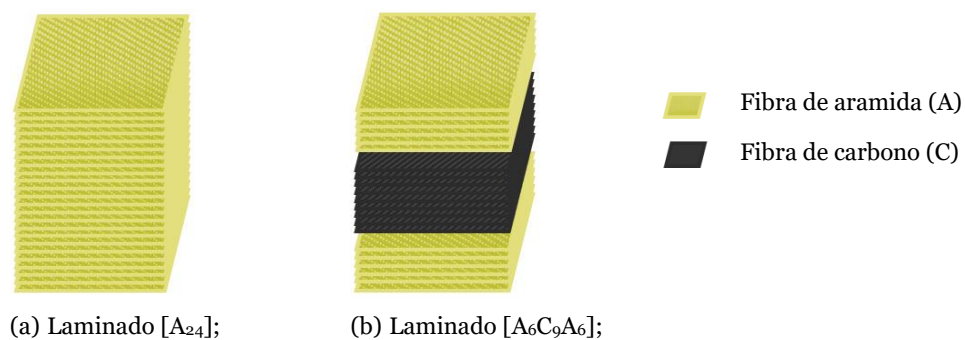


Figura 3.1 – Configuração dos dois laminados utilizados neste estudo.

Estes tecidos foram impregnados manualmente com uma resina epóxi SR 8100, com massa volúmica $1,16 \text{ g/cm}^3$, e um endurecedor SD 8824, ambos fabricados pela

Sicomín®. Conforme sugerido pelo fabricante, a percentagem de endurecedor adicionado à resina foi de 22% em massa da resina.

Tabela 3.1 – Propriedades físicas dos laminados.

| Laminado | Número de camadas | Tipo de fibra | Orientação do tecido (°) | Espessura (mm) | Dimensões (mm ²) |
|---|-------------------|-------------------|--------------------------|----------------|------------------------------|
| [A ₂₄] | 24 | Aramida | 0/90 | 5,50 | 330×330 |
| [A ₆ C ₉ A ₆] | 6+9+6 | Aram.+Carb.+Aram. | 0/90 | 4,80 | 330×330 |

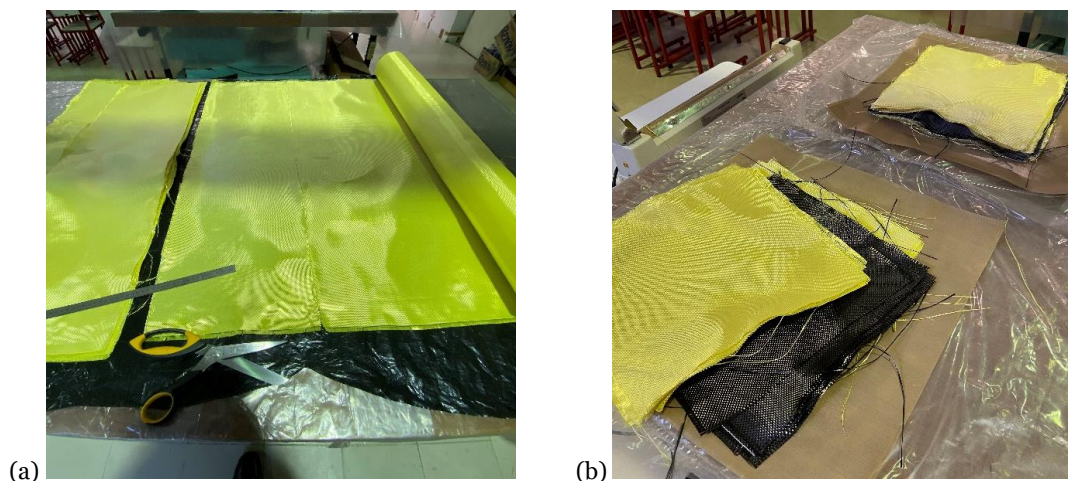


Figura 3.2 – Manufatura dos laminados: (a) corte do tecido de fibra de aramida; (b) Montagem do laminado [A₆C₉A₆];

Posteriormente, estes sistemas foram colocados dentro de um saco de plástico, selado a quente, e sujeito a vácuo durante 12 horas, numa prensa hidráulica com uma carga de 2,5 kN para manter a fração de fibra e espessura do laminado constante. Durante as primeiras 4 horas o saco permaneceu ligado a uma bomba de vácuo para eliminar bolhas de ar existentes no laminado compósito, como ilustra a Figura 3.3.

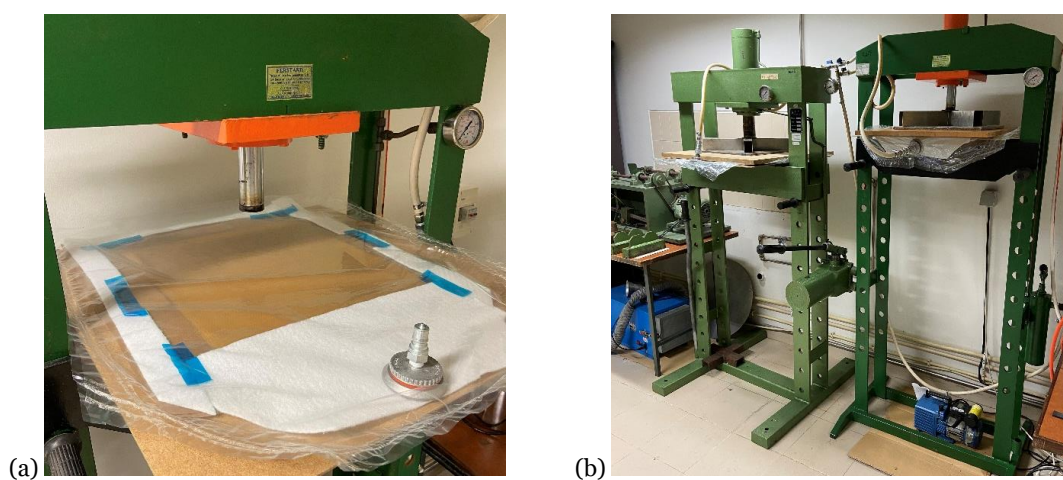
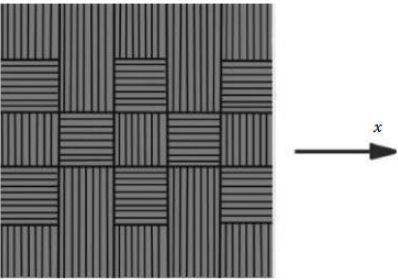


Figura 3.3 – Processo de vácuo: (a) colocação do saco de plástico para vácuo; (b) prensas hidráulicas com bomba de vácuo.

O processo de pós-cura foi seguido de acordo com o fabricante, numa estufa a 40°C durante 24 horas. Deste modo foram obtidas placas com dimensões gerais de 330 × 330 mm² e espessura indicada na Tabela 3.1.

Algumas propriedades de resistência mecânica de compósitos de matriz epóxi reforçados com fibras de vidro, aramida e carbono são apresentadas na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Propriedades de alguns laminados compósitos de tecido-epóxi [3].



| Propriedades | Compósitos | | |
|--|------------|-----------------------|-----------------------|
| | Vidro E | Kevlar® | Carbono |
| Fração de volume de fibra, V_f (%) | 50 | 50 | 45 |
| Massa específica, ρ (kg/m ³) | 1900 | 1330 | 1450 |
| Resistência à tração ao longo de x ou y : $\sigma_{rotura\ tração\ x} = \sigma_{rotura\ tração\ y}$ (MPa) | 400 | 500 | 420 |
| Resistência à compressão ao longo de x ou y : $\sigma_{rotura\ comp\ x} = \sigma_{rotura\ comp\ y}$ (MPa) | 390 | 170 | 360 |
| Resistência ao corte no plano, $\tau_{rotura\ xy}$ (MPa) | – | 150 | 55 |
| Módulo de elasticidade, $E_x = E_y$ (MPa) | 20000 | 22000 | 54000 |
| Módulo de corte, G_{xy} (MPa) | 2850 | – | 4000 |
| Coefficiente de Poisson, ν_{xy} | 0,13 | – | 0,045 |
| Coefficiente de expansão térmica, $\alpha_x = \alpha_y$ (°C ⁻¹) | – | -0,2×10 ⁻⁵ | 0,05×10 ⁻⁵ |
| Alongamento à rotura, A (%) | – | 2,1 | 1,0 |
| Preço (valor relativo) | 1 | 4,2 | 7,3 |

3.2 Provetes

Os provetes foram obtidos a partir dos laminados anteriormente descritos, com recurso a uma máquina de corte por jato de água. A Figura 3.4 ilustra uma placa após o corte de alguns provetes, enquanto a Figura 3.5 apresenta a geometria e respetivas dimensões. Deve-se salientar que foi utilizada uma geometria única para os vários tipos de ensaios realizados, diferindo apenas na espessura devido às diferentes configurações estudadas (laminados com 24 camadas de aramida e laminados híbridos com 12 camadas de aramida e 9 de fibra de carbono). No total, foram ensaiados 80 provetes distribuídos entre ensaios de tração, fadiga e fadiga *fretting*.



Figura 3.4 – Laminado após o processo de corte.

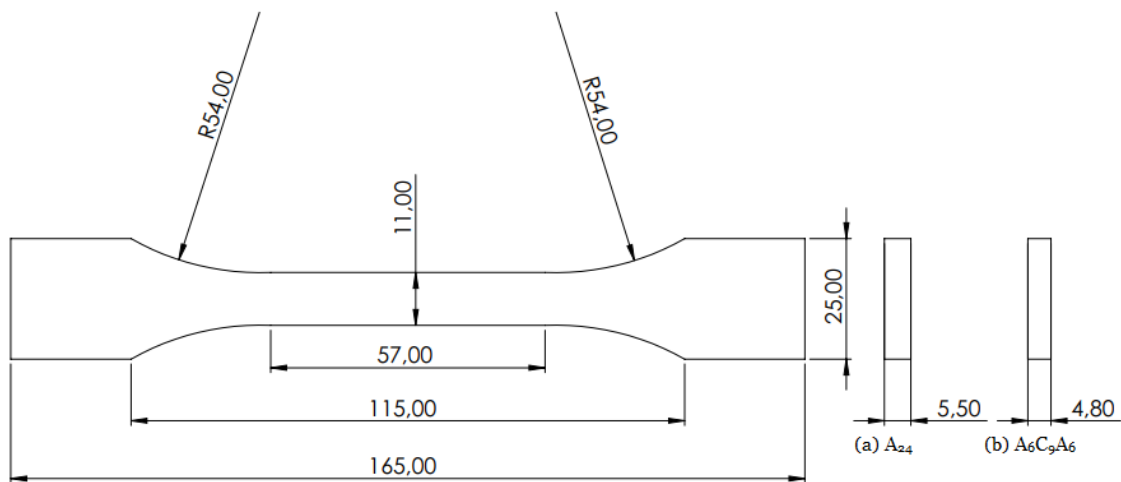


Figura 3.5 – Geometria dos provetes (dimensões em mm).

Por fim, antes de realizar qualquer tipo de ensaio foi necessário preparar os provetes conforme ilustra a Figura 3.6. A primeira etapa consistiu em lixar manualmente a superfície das extremidades e, depois da limpeza das mesmas, com um agente de limpeza RMS1 (acetona, mistura de isopropanol), foram coladas placas de alumínio com $25 \times 25 \times 1,5 \text{ mm}^3$ com recurso a um adesivo bicomponente epóxi Araldite® 2011. Na fixação destas placas de alumínio aos laminados foram utilizadas molas metálicas, tendo-se mantido a pressão até ao final do processo de cura. Para se obter as placas de alumínio com as dimensões necessárias utilizou-se uma guilhotina da marca *Quantum*® SAR 1000, ilustrada na Figura 3.7.



Figura 3.6 – Preparação dos provetes para ensaios.



Figura 3.7 – Guilhotina/Quinadeira/Calandra *Quantum*® SAR 1000.

3.3 Equipamento utilizado

Os ensaios mecânicos para este estudo foram realizados no LIM (*Laboratorio de Ingeniería Mecánica*) do DIMF (*Departamento de Ingeniería Mecánica y Fabricación*) da ETSI (*Escuela Técnica Superior de Ingeniería*) da US (*Universidad de Sevilla*).

Neste caso, tanto os ensaios de tração como de fadiga, foram realizados numa máquina universal de ensaios servo-hidráulica MTS (*Material Testing System*) 810, a qual é constituída por quatro partes fundamentais: um grupo hidráulico e o respetivo sistema de refrigeração, um sistema de controlo e a máquina MTS 810. No caso da máquina MTS

810, ilustrada na Figura 3.8, esta tem duas servo-válvulas que permitem o controlo do deslocamento do pistão inferior, enquanto no pistão superior há uma célula de carga de 100 kN, a qual permite medir a força aplicada nos provetes, bem como a sua monitorização. Este pistão superior está acoplado num cabeçote que é regulável em altura. Em ambos os pistões estão montados amarras hidráulicas, com pressão ajustável, e que podem ser facilmente substituídas conforme a geometria do provete a testar. Esta máquina tanto pode ser operada em controlo de deslocamento como em controlo de força, através da própria máquina ou do *software* do fabricante. No que concerne ao sistema de controlo, este é constituído por um computador e um controlador MTS *FlexTest*[®] 40 com o objetivo de definir e controlar os diversos parâmetros do ensaio. O controlador transmite as instruções à máquina de ensaios, que o operador definiu antecipadamente através do computador com o *software MultiPurpose TestWare*[®], o qual também faz a aquisição de dados durante o ensaio.

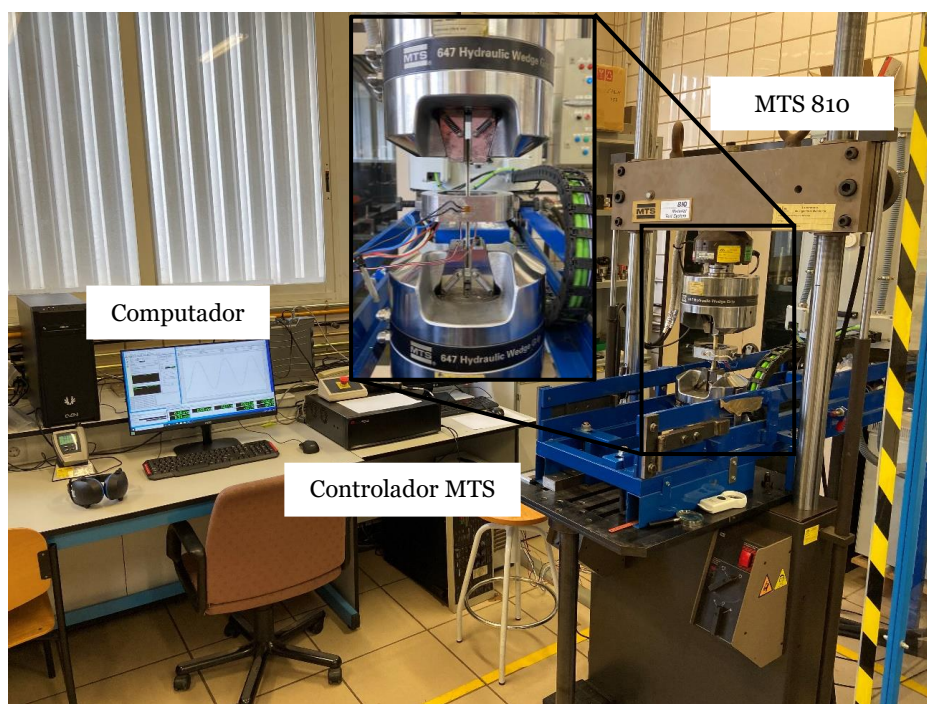


Figura 3.8 – Máquina universal de ensaios MTS 810 e sistema de controlo.

Para reproduzir o fenómeno da fadiga *fretting* foi escolhida uma ponte de *fretting* com contacto cilíndrico, ilustrada na Figura 3.9. Como foi referido no capítulo anterior, esta geometria é vantajosa porque permite obter uma boa aproximação das tensões produzidas pelas cargas aplicadas na zona de contacto, enquanto também se podem determinar analiticamente. Embora existam poucos casos reais com esta geometria, é das mais usadas experimentalmente, com a desvantagem de ser das mais difíceis de se conseguir o alinhamento durante a montagem do ensaio.

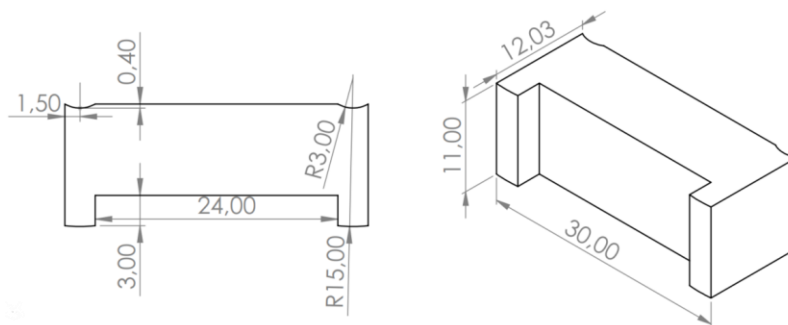


Figura 3.9 – Ponte de contacto cilíndrico (dimensões em mm).

Este conjunto de peças para reproduzir a fadiga por *fretting* e, simultaneamente, garantir o alinhamento das mesmas foi desenhado no *software SolidWorks®* e fabricado em aço inoxidável austenítico AISI (*American Iron and Steel Institute*) 304 pela empresa *Mecanizados Mafex* de Sevilha. Este tipo de aço tem excelente resistência à corrosão, um dos motivos pelo qual é bastante usado em aplicações aeronáuticas, à temperatura ambiente, como por exemplo em componentes das cabinas, tanques de combustíveis, etc. A Figura 3.10 ilustra a montagem em modelo 3D usada no decurso dos ensaios de fadiga *fretting*.

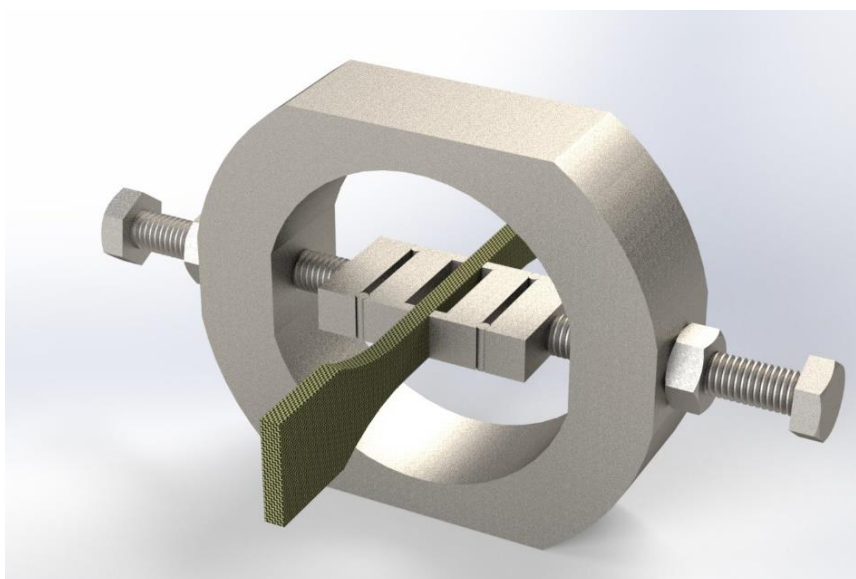


Figura 3.10 – Montagem em modelo 3D para ensaio de fadiga *fretting*.

Durante o ensaio de fadiga *fretting* são aplicadas três cargas. As primeiras forças aplicadas sobre o provete são as cargas normais (N) uma de cada lado do provete. Este processo está representado na Figura 3.11. Em primeiro lugar, é utilizada uma tampa inferior com quatro parafusos M3 (Figura 3.11a) para alinhar o provete e as pontes que se colocam sobre a tampa (Figura 3.11b). Depois são colocados dois cilindros e uma tampa lateral como elementos de interface entre o parafuso e a ponte de *fretting* (Figura 3.11c).

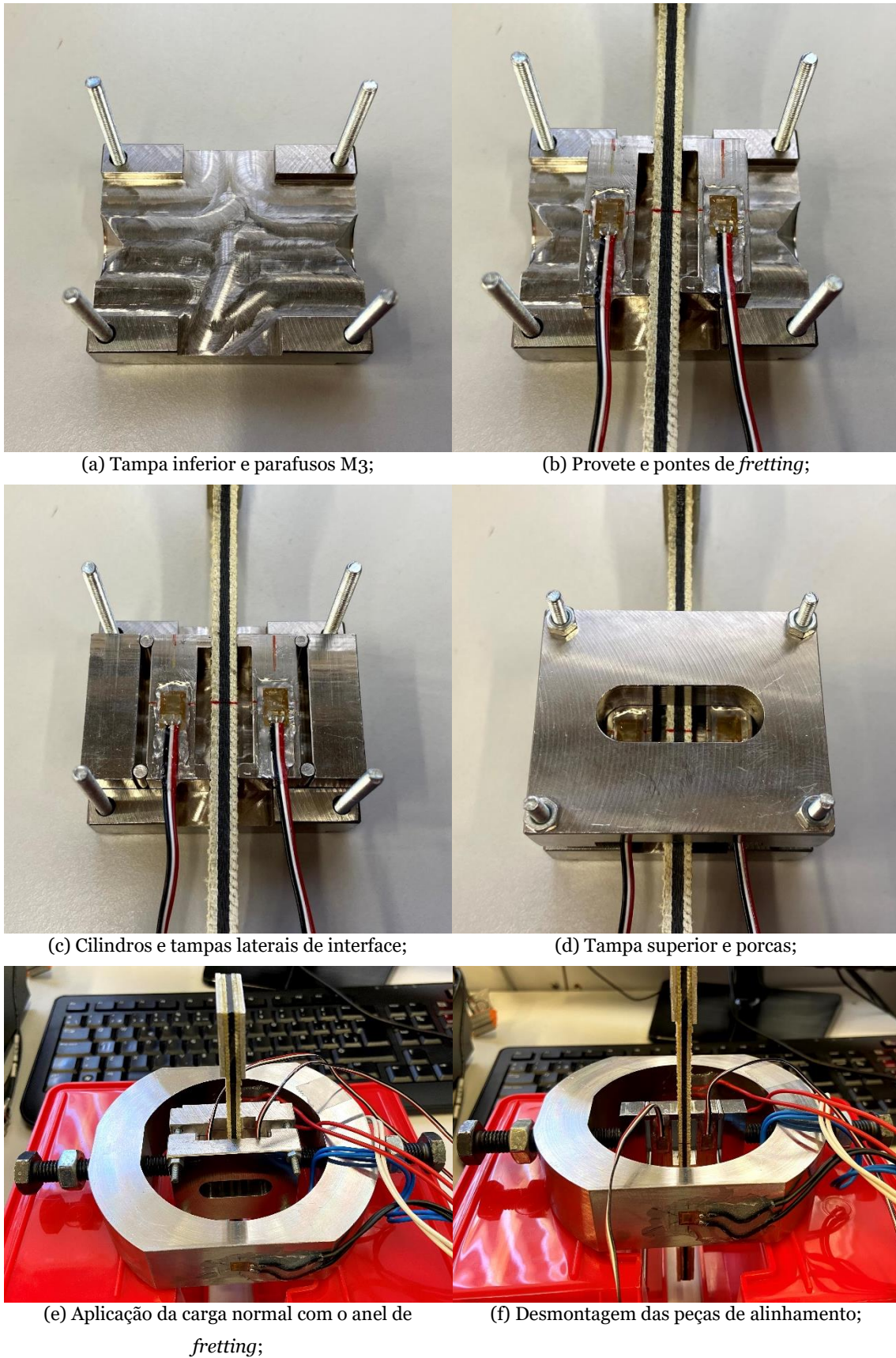


Figura 3.11 – Etapas da montagem e alinhamento para aplicar a carga normal no provete.

Para garantir o alinhamento, é colocada uma tampa superior através dos parafusos M3 e apertada com quatro porcas (Figura 3.11d). Após esta etapa, o conjunto é colocado no

anel de *fretting* onde é aplicada a força normal através de dois parafusos M10 (Figura 3.11e). São aplicadas duas porcas nestes parafusos para que a carga normal se mantenha constante durante todo o ensaio de fadiga *fretting*. Uma vez aplicada a carga normal, são retiradas a tampa superior e inferior (Figura 3.11f) e é verificado o alinhamento de todas as peças. Se se verificar que está tudo corretamente alinhado pode-se então continuar para a próxima etapa do ensaio em que é aplicada a força axial (P), caso contrário é desmontado tudo e o processo anteriormente descrito é novamente realizado. O valor da força normal é obtido através de quatro extensômetros, colados no anel de *fretting*. Em cada ponte de *fretting* também foi colado um extensômetro para leitura da força tangencial.

Tal como foi referido anteriormente, foram necessários alguns procedimentos antes de se realizar qualquer ensaio de fadiga *fretting*, nomeadamente a colagem de extensômetros nas pontes e no anel de *fretting*. Este processo é descrito em seguida e está representado na Figura 3.12. Inicialmente, a superfície onde o extensômetro é colado foi lixada, sempre na mesma direção, com uma lixa fina (Figura 3.12a). Em seguida, esta superfície foi limpa, também sempre na mesma direção, utilizando uma pinça com algodão embebido no agente de limpeza RMS1 (Figura 3.12b). A limpeza é essencial para todas as etapas deste processo, de outra forma, gorduras, poeiras e outras partículas podem influenciar o resultado da medição. Foi marcada a posição do extensômetro, na superfície do material, com uma caneta (Figura 3.12c). Os extensômetros utilizados têm marcas próprias que depois auxiliam no posicionamento correto. Com a ajuda da pinça, foi colado o lado do extensômetro com a grade numa tira de fita adesiva, e o objetivo aqui foi fazer uma dobradiça com a fita adesiva na peça que permita a inversão completa do extensômetro e colá-lo na posição e orientação correta. Caso seja um extensômetro com cabos pré-soldados deve-se ter em consideração algum cuidado para não provocar qualquer dano. Depois a peça é limpa novamente para tirar resíduos como a tinta para não prejudicar a colagem. Foi aplicada uma fina camada de adesivo *Loctite*[®] na peça e outra pequena quantidade de catalisador M-200 no extensômetro, posteriormente com o auxílio do polegar colou-se a fita adesiva com o extensômetro e no fim foi exercida uma pressão uniforme sobre toda a área do extensômetro. Após cerca de um minuto, foi retirada a fita adesiva e verificado se o extensômetro estava corretamente colado na superfície (Figura 3.12d). Nesta fase, deve-se raspar a resina da extremidade do extensômetro e soldar os cabos de ligação. Para proteger o extensômetro, foi aplicado silicone SG250 (Figura 3.12e). Por fim, os cabos do extensômetro foram conectados a um módulo para se proceder à fase de calibração (Figura 3.12f), assegurando assim que as medições são efetuadas corretamente.

Fadiga *fretting* em laminados compósitos de aramida

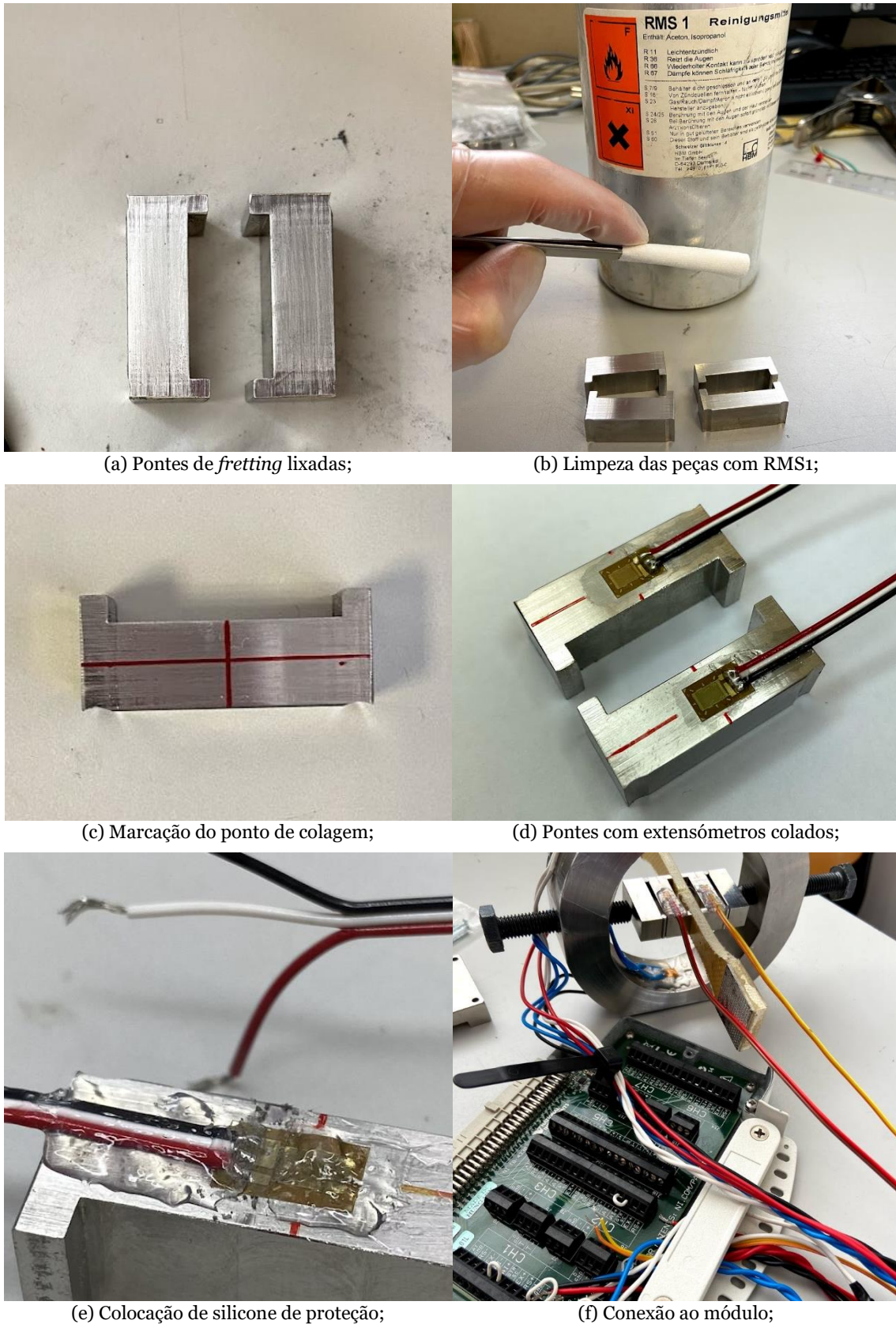


Figura 3.12 – Instalação de extensómetros.

Nos extensómetros das pontes de *fretting* foi utilizada a configuração de um quarto de ponte de *Wheatstone*. No anel de *fretting* foi utilizada a configuração de ponte completa

de *Wheatstone*, dado que este tinha quatro extensómetros. Os cabos de ligação destes extensómetros foram ligados ao módulo NI (*National Instruments*®) TB-4330 com oito canais, de acordo com o manual do fabricante [64], que por sua vez foi ligado num chassis NI PXIe-1075. Na Figura 3.13 está esquematizado o sistema de aquisição de dados desenvolvido para medir em tempo real todas as forças implicadas neste tipo de ensaio. Todo o processo é controlado e monitorizado através de dois computadores, um com o *software LabView*® que permite fazer as medições e o outro é o do sistema de controlo da MTS, já descrito anteriormente.

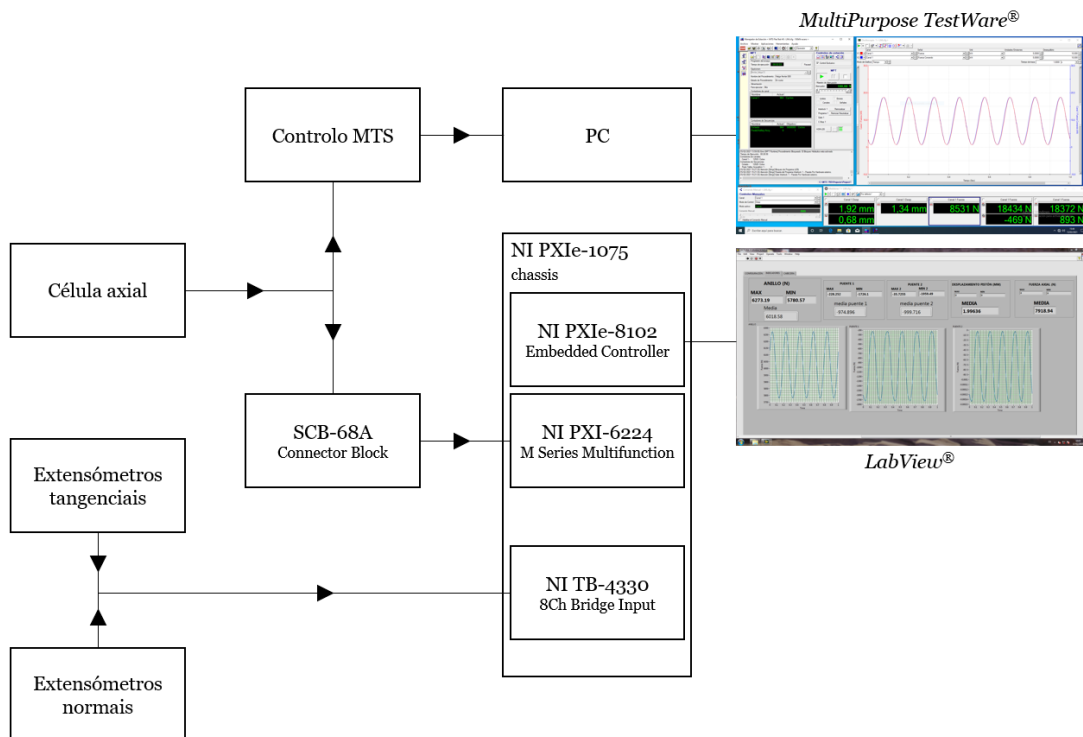
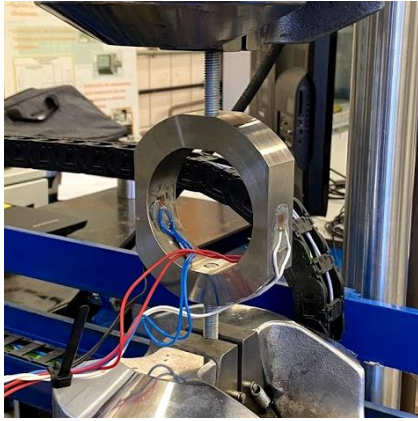
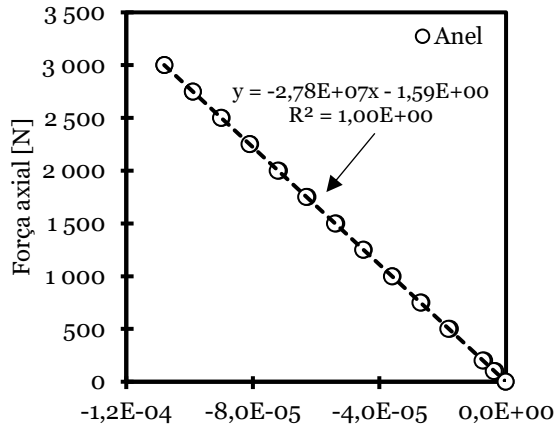


Figura 3.13 – Esquema de aquisição de dados.

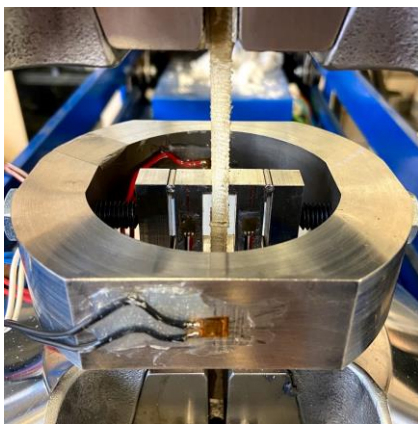
O *LabView*® recebe a informação das deformações ocorridas nos extensómetros e no final de cada ensaio cria um ficheiro com o registo da força normal máxima e mínima, registada através dos quatro extensómetros no anel, das forças tangenciais máximas e mínimas, através de um extensómetro em cada ponte, e ainda o deslocamento médio do pistão inferior e a força axial média exercida pela MTS 810. O intervalo de aquisição de dados no tempo definido foi de 1 segundo. No *software MultiPurpose TestWare*® são programados os parâmetros de ensaio e depois é criado, em simultâneo com o *LabView*®, um ficheiro com a força axial máxima e mínima (picos e vales da onda sinusoidal), com o deslocamento e respetivo número de ciclos. Finalmente, o procedimento de calibração, ilustrado na Figura 3.14, dividiu-se em duas partes, primeiro efetuou-se a calibração do anel de *fretting* e em seguida a calibração das pontes de *fretting*. Para a calibração das pontes utilizou-se um provete de aramida cortado transversalmente.



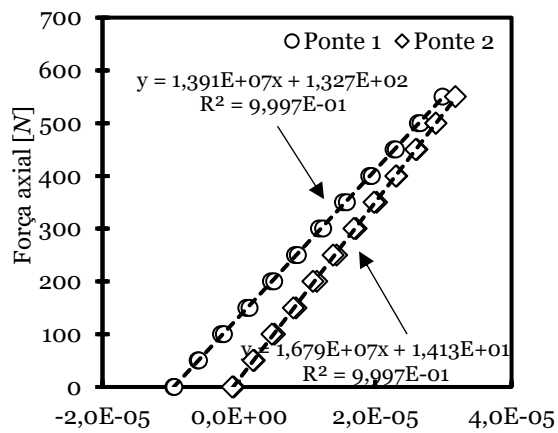
(a) Calibração do anel;



(b) Retas de calibração do anel;



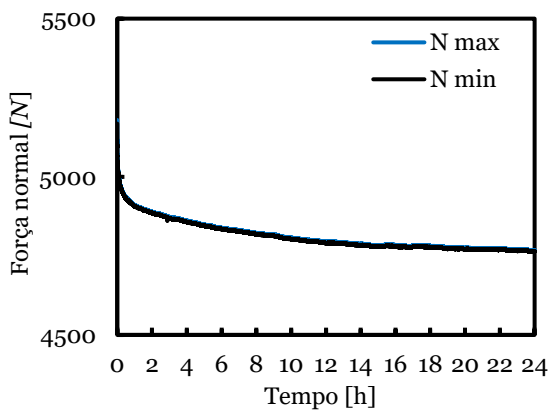
(c) Calibração das pontes;



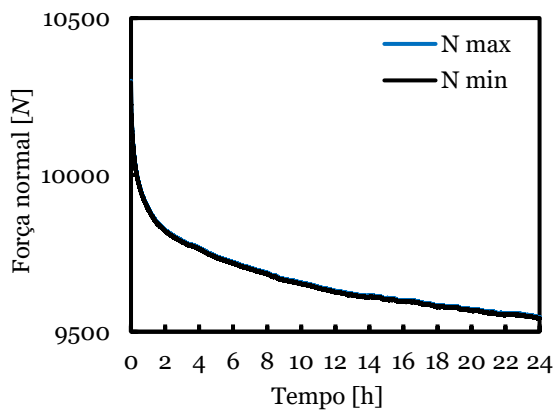
(d) Retas de calibração das pontes;

Figura 3.14 – Calibração dos extensômetros.

Após se ter calibrado todos os extensômetros passou-se a uma etapa de testes para verificar as variações com o tempo. Utilizou-se o sistema de aquisição de dados descrito e aplicou-se uma carga normal inicialmente de 5000 N e posteriormente de 10000 N. A análise aos dados de variação em 24 horas permitiu concluir que a força normal aplicada, decresce de forma acentuada nas primeiras 2 horas (Figura 3.15).



(a) 5000 N;



(b) 10000 N;

Figura 3.15 – Variação da força normal com o tempo.

3.4 Procedimento experimental

3.4.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados na máquina MTS 810, com uma célula de carga de 100 kN, segundo a norma ASTM D638-02a. A aquisição de dados e controlo foi realizado através do *software* fornecido pelo fabricante, *MultiPurpose TestWare*®. De acordo com esta norma, devem ser ensaiados pelo menos 5 provetes com a geometria do tipo “osso de cão”, a uma velocidade de 5 mm/min, à temperatura ambiente de $23^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$ e com $50\% \pm 5\%$ de humidade relativa ao ar. A deformação axial foi medida usando um extensómetro da marca MTS de 25 mm de comprimento inicial (ver Figura 3.16). Assim, de acordo com a norma foram ensaiados 5 provetes, para os dois materiais em estudo, sendo obtidos os valores da resistência à tração (tensão de rotura à tração), deformação total até à rotura e módulo de elasticidade à tração.



Figura 3.16 – Extensómetro para medição da deformação.

3.4.2 Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga, para ambos os laminados, foram realizados à temperatura ambiente e na máquina universal MTS 810 (ver Figura 3.17). Estes ensaios foram realizados com uma onda sinusoidal, com amplitude de carga constante, frequência de 8 Hz e $R = 0,05$. Os ensaios decorreram para vários níveis de carga, tendo sido registados os números de ciclos até à rotura de cada provete. Posteriormente, foi possível traçar as curvas S-N para ambos os materiais sujeitos à fadiga. A amplitude da tensão foi obtida a partir da amplitude da carga dividida pela área da secção transversal do provete. Após o

ensaio de fadiga, a superfície de fratura de cada provete foi observada e foram avaliados os modos de falha.



Figura 3.17 – Ensaio de fadiga.

3.4.3 Ensaio de fadiga *fretting*

Para a execução destes ensaios, foi aplicada uma carga normal (N) no provete, através do elemento de contacto cilíndrico, como já foi descrito anteriormente. Após 2 horas, foi aplicada uma carga axial cíclica (P) pela máquina MTS 810 (Figura 3.18), com as mesmas características das que foram aplicadas nos ensaios de fadiga (onda sinusoidal com amplitude de carga constante, frequência de 5 Hz e $R = 0,05$). Posteriormente, devido a esta força axial P e ao atrito desenvolvido entre as pontes e o provete, surgem cargas tangenciais cíclicas (Q). As cargas tangenciais dependem do coeficiente de atrito e atingem o limite máximo quando $Q = \mu \cdot N$. O primeiro ensaio que foi realizado pretendeu medir o coeficiente de atrito e verificar a sua evolução com o número de ciclos. Por fim, foram realizados ensaios com 6 kN e 11 kN de carga normal e cada provete foi submetido a diferentes valores de carga axial, o que nos permitiu traçar as curvas S-N para ambos os materiais sujeitos à fadiga *fretting*. Todos os ensaios decorreram até à rotura total do provete.



Figura 3.18 – Ensaio de fadiga *fretting*.

Capítulo 4

Análise e discussão dos resultados

O presente capítulo apresenta todos os resultados experimentais obtidos a partir dos diversos tipos de ensaios realizados, assim como a respetiva discussão devidamente apoiada pela literatura da especialidade. Para tal, vão existir três secções onde, em primeiro lugar, serão caracterizados estaticamente os laminados produzidos no âmbito deste trabalho e analisados os mecanismos de dano. Na segunda secção é avaliada a sua resistência à fadiga assim como a influência da hibridização (introdução de carbono nos laminados de aramida). Finalmente, no mesmo contexto, na terceira secção são apresentados resultados da resistência à fadiga *fretting*.

4.1 Ensaios de tração

Os compósitos laminados de aramida ($[A_{24}]$) e os compósitos híbridos de aramida/carbono ($[A_6C_9A_6]$) foram sujeitos a ensaios de tração, de acordo com o procedimento experimental anteriormente referido. Neste contexto, a Figura 4.1 ilustra as respostas típicas em termos de curvas tensão-deformação.

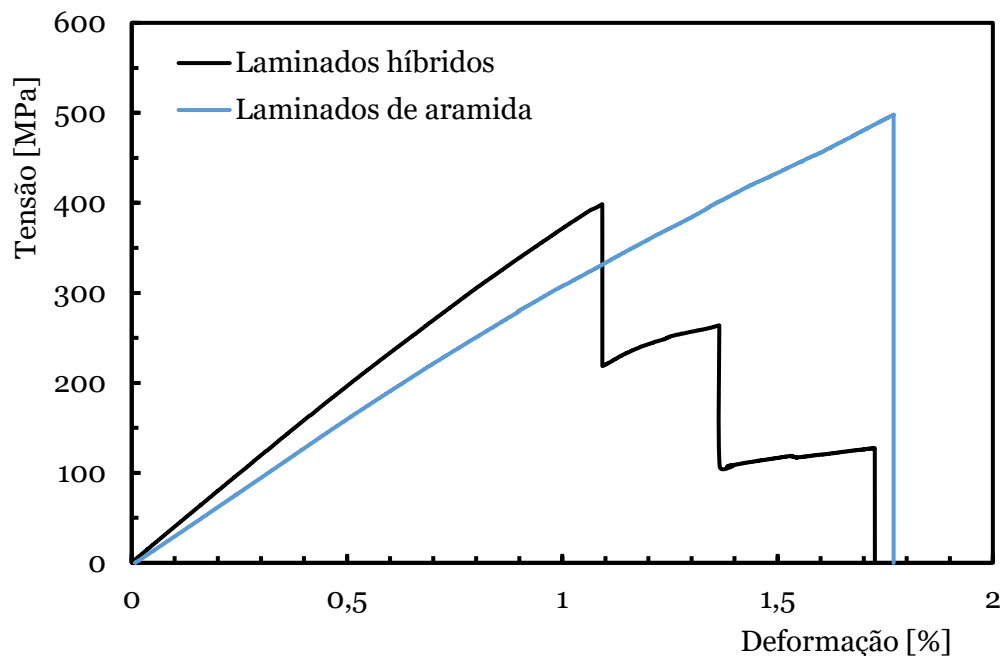


Figura 4.1 – Curvas de tensão-deformação dos compósitos de aramida e aramida/carbono.

Em ambas as curvas é possível observar um aumento linear da tensão de tração com a deformação que, após atingir a carga máxima, passa a diminuir até surgir a falha

iminente do provete. Também é visível que a introdução de fibras de carbono aumenta a rigidez do laminado assim como altera o modo de falha e, conseqüentemente, a deformação à carga máxima diminui. Na verdade, uma maior deformação é indicadora de uma menor rigidez/menor ductilidade do material [65]. De acordo com a literatura [3,7,11,65], um material com alto módulo de elasticidade torna a estrutura mais rígida. Por exemplo, a Tabela 4.1 apresenta as propriedades típicas de algumas de fibras [3,7,11,65,66], pelo que se torna evidente que as fibras de carbono apresentam maior rigidez, chegando mesmo a ser o dobro das de aramida e cerca de 5 vezes maior que as de vidro. As fibras de carbono caracterizam-se por serem frágeis e, conseqüentemente, apresentam uma falha catastrófica. Já as fibras de aramida caracterizam-se por uma alta capacidade de deformação sob tensão, tornando-as vantajosas para aplicações onde é necessária resistência ao contacto mecânico severo ou penetração [67].

Tabela 4.1 – Propriedades das fibras de vidro, aramida e carbono [3,7,11,65,66].

| Material | Módulo de elasticidade [GPa] | Deformação à carga máxima [%] |
|--|------------------------------|-------------------------------|
| Fibras de vidro | 30 - 40 | 4,7 |
| Fibras de aramida (<i>Kevlar</i> [®]) | 70 - 112 | 3,8 |
| Fibras de carbono (alta resistência) | 181 | 2,0 |
| Fibras de carbono (alto módulo) | 125 | 0,36 |

Schulte *et al.* [1] estudaram compósitos de carbono, aramida e híbridos de aramida/carbono, tendo obtido as propriedades de resistência à tração ilustradas na Tabela 4.2. É possível verificar que os resultados destes autores vão ao encontro dos obtidos neste estudo, ou seja, o laminado híbrido tem menor tensão de rotura e maior rigidez dos que o de aramida. Por sua vez, um estudo envolvendo a hibridização com diferentes tipos de fibras (vidro, carbono e aramida) e sequencias de empilhamento (ver Figura 4.2), realizado por Song [68] revelou que, apesar das diferentes propriedades das fibras de aramida e vidro, os laminados híbridos não apresentaram diferença significativa nas suas propriedades mecânicas. As fibras de carbono, comum aos dois laminados híbridos, dominaram o campo de tensões devido à sua maior resistência e rigidez e foram as responsáveis pela fratura.

Tabela 4.2 – Propriedades dos compósitos utilizados por Schulte *et al.* [1].

| Compósito | Fibra | Sequência de empilhamento | Tensão de rotura [MPa] | Módulo de elasticidade [GPa] |
|-----------|-------------------------------|-----------------------------|------------------------|------------------------------|
| CF | Carbono T 300 | [0/90] | 850 | 72 |
| AF | <i>Kevlar</i> [®] 49 | [0/90] | 648 | 36 |
| HC | C T 300/ K 49 | [0(AF)/90(CF)/0(CF)/90(CF)] | 629 | 59 |

Por outro lado, a resistência à tração e a rigidez dos laminados híbridos revelou-se superior quando as fibras de carbono são introduzidas no centro do empilhamento face às restantes configurações, evidenciando, neste caso, que a sequência de empilhamento governa as propriedades de tração [68].

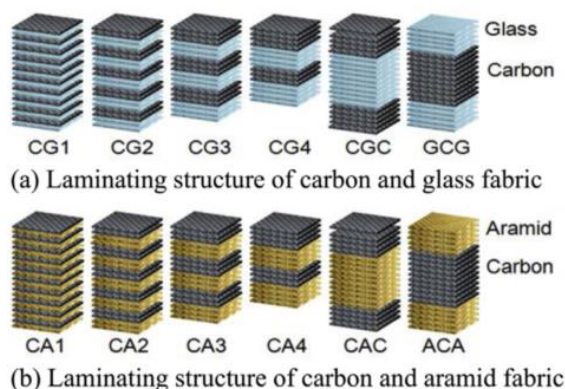


Figura 4.2 – Laminados compósitos híbridos utilizados por Song [68].

Em termos de mecanismos de dano, verificou-se que nos laminados de aramida a falha é dominada pela fratura das fibras alinhadas axialmente, acompanhada com algumas delaminações longitudinais entre camadas. Esta morfologia de fratura ilustrada na Figura 4.3 está de acordo com a literatura [69–72], pelo que podemos dizer que a rotura final é controlada pela deformação [70]. Assim, mais detalhadamente na Figura 4.3 é possível verificar o provete de aramida no momento inicial do ensaio, a iniciação e respetiva propagação de fendas na matriz. No instante imediatamente antes da fratura, verifica-se uma região com cor esbranquiçada na superfície o que sugere que sejam causadas por fraturas nas camadas de resina e não penetram nas fibras [73]. Imediatamente a seguir ocorre a fratura de fibras de aramida e por último acontece o colapso total do provete de aramida, onde é visível uma superfície de fratura complexa com arrancamento, quebra e emaranhamento de fibras, bem como delaminações. A causa destas delaminações entre camadas de aramida deve-se à baixa resistência interfacial fibra/matriz bem como às concentrações de tensões provocadas pela quebra das fibras [68,74,75]. Por fim, na Figura 4.4 estão ilustrados os modos de falha, numa perspetiva macro, dos provetes de tração dos laminados de aramida, onde são visíveis os danos anteriormente referidos.

No que concerne aos laminados híbridos, a Figura 4.5 ilustra os mecanismos de dano decorrentes dos ensaios de tração. O ponto de carga máxima corresponde à fratura da camada central de carbono, a qual deve-se ao carbono apresentar uma menor deformação do que a fibra de aramida. Após a rotura destas fibras surgem delaminações que se propagam até ao colapso do provete.

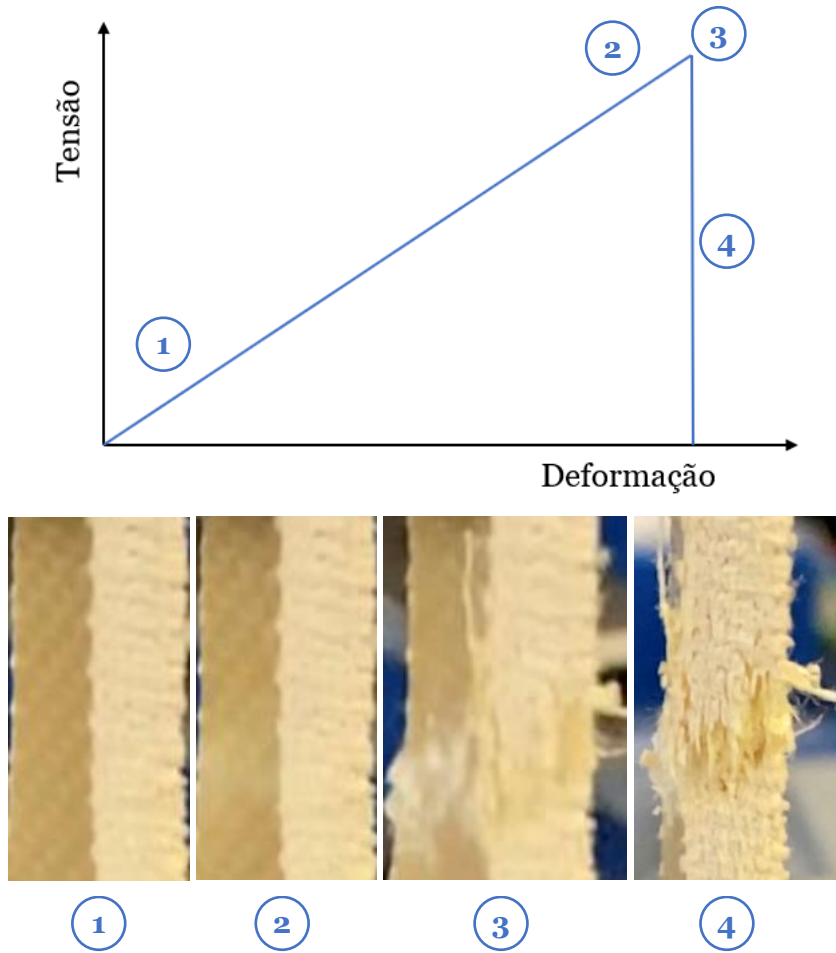


Figura 4.3 – Mecanismos de dano associados ao laminado de aramida.

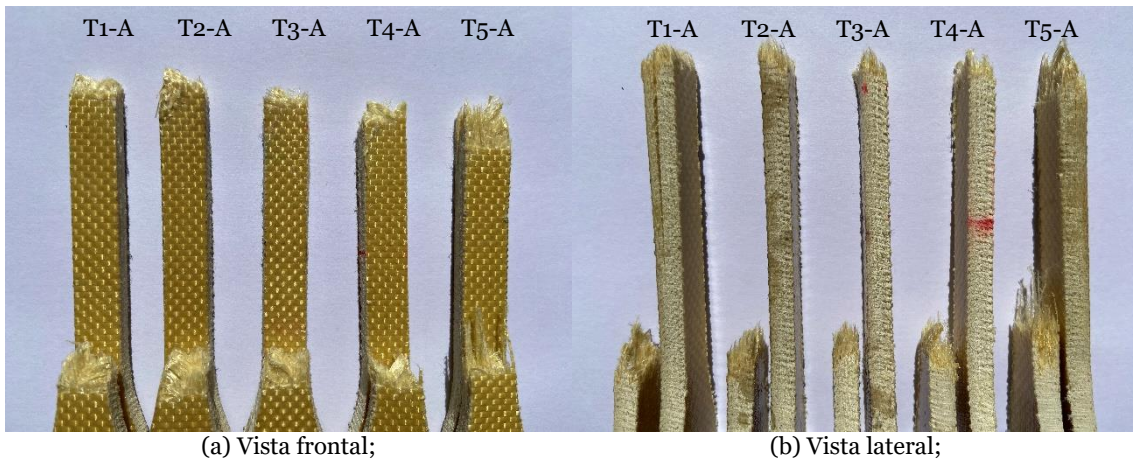


Figura 4.4 – Vista frontal e lateral dos provetes de aramida após o ensaio de tração estática.

De igual modo, a Figura 4.6 ilustra os modos de falha, numa perspetiva macro, dos laminados híbridos. Verifica-se que as delaminações produzidas pela fratura das fibras de carbono condicionam a ruína final, pois, dependendo da severidade destas, tanto pode ocorrer o colapso transversal, como nos laminados de aramida, ou em zonas distintas do provete, colapsando a camada de carbono e uma de aramida na mesma região e só depois a outra camada de aramida numa zona distinta (zona contrária do provete).

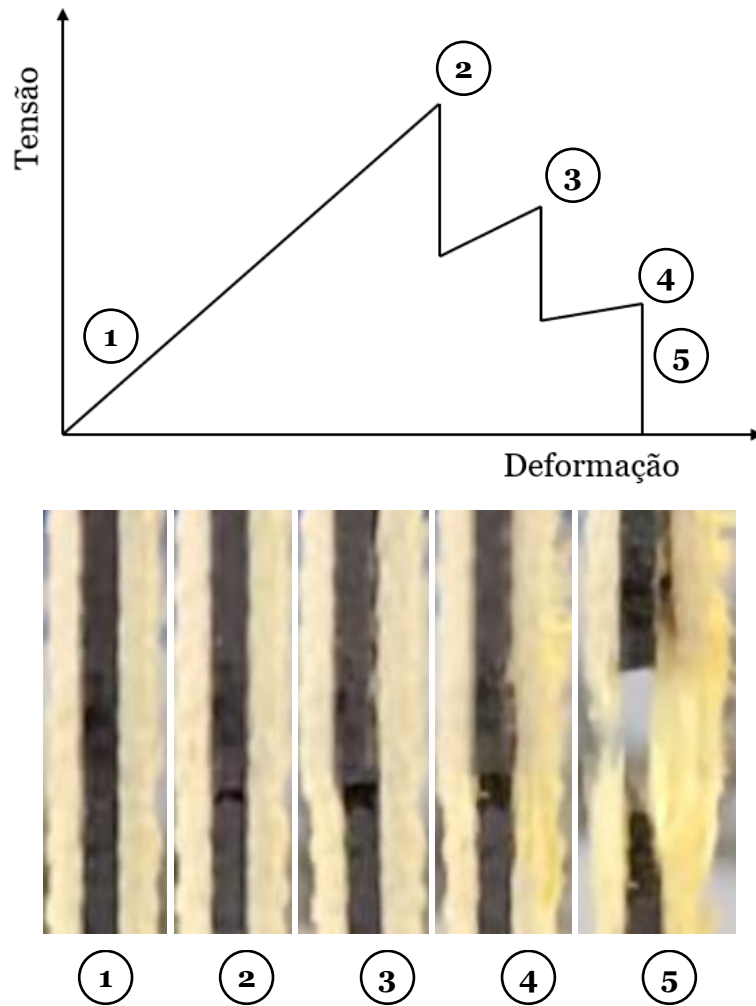


Figura 4.5 – Mecanismos de dano associados ao laminado híbrido.

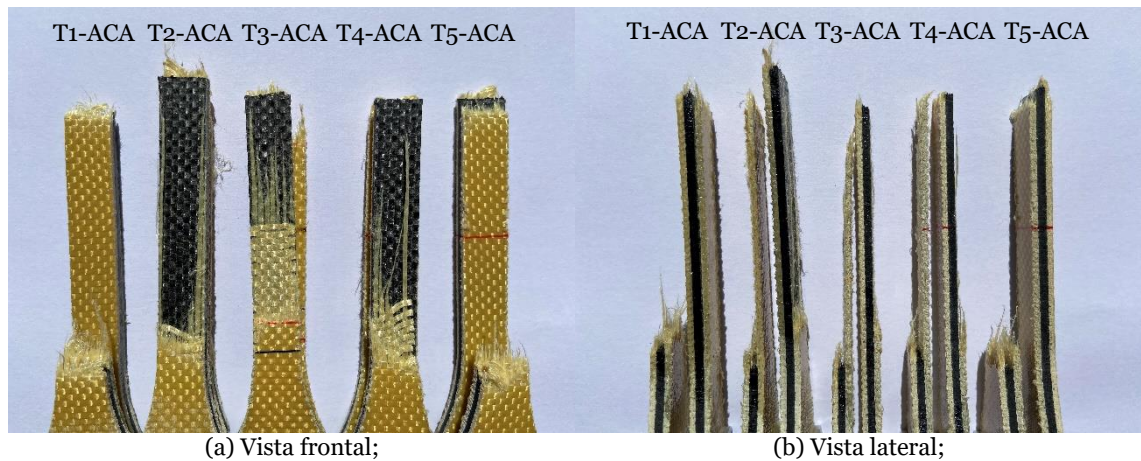


Figura 4.6 – Vista frontal e lateral dos provetes híbridos após o ensaio de tração estático.

Podemos assim concluir que os mecanismos de dano descritos anteriormente condicionam significativamente as propriedades estáticas, conforme ilustra a Tabela 4.3. As propriedades encontram-se apresentadas em termos dos seus valores médios (tensão de rotura, módulo de elasticidade e deformação à carga máxima) assim como o respetivo desvio padrão.

Tabela 4.3 – Propriedades mecânicas dos compósitos de aramida e aramida/carbono, desvio padrão entre parênteses.

| Compósito | Tensão máxima de rotura [MPa] | Módulo de elasticidade [GPa] | Deformação à carga máxima [%] |
|---|----------------------------------|---------------------------------|----------------------------------|
| [A ₂₄] | 505 (7) | 30,9 (1,1) | 1,9 (0,1) |
| [A ₆ C ₉ A ₆] | 403 (16) | 39,9 (1,3) | 1,0 (0,1) |

Verifica-se que para os laminados de aramida e híbridos a tensão de rotura (σ_r) é de 505 MPa e 403 MPa, respetivamente. A introdução do carbono promoveu uma redução de 20,2% da tensão de rotura, pois esta fibra governa a ruína do laminado devido ao seu comportamento frágil. Ao nível do módulo elástico do laminado híbrido (39,9 GPa), este apresenta um valor 29,1% superior ao verificado para o laminado de aramida (30,9 MPa), pois as fibras de carbono apresentam uma rigidez muito superior às de aramida (ver Tabela 4.1). Finalmente, no que diz respeito à deformação, o laminado híbrido revelou um valor na ordem dos 47,4% inferior ao observado no laminado de aramida (1,9%). Este valor mais baixo já era expetável, devido à menor capacidade de deformação do carbono.

4.2 Fadiga

Nesta secção serão apresentados os resultados de fadiga que decorreram segundo o procedimento experimental descrito no capítulo anterior. Os ensaios foram realizados com uma amplitude de tensão constante, $R = 0,05$ e considerados diferentes níveis de carga entre os 50% e os 80% da tensão de rotura dos laminados de aramida e entre os 65% e os 95% da tensão de rotura dos laminados híbridos. Estes valores foram adotados com vista a obter vidas à fadiga entre os 10^2 e 10^6 ciclos para ambos os laminados. Os referidos ensaios conduziram aos resultados apresentados na Tabela 4.4 e ilustrados na Figura 4.7 em termos das típicas curvas S-N, representando a tensão máxima em função do número de ciclos até à rotura. De salientar que neste estudo o critério de dano estabelecido foi a separação do provete em duas partes.

É possível concluir que no domínio da fadiga de baixo número de ciclos (para cargas cíclicas elevadas) os laminados de aramida apresentam vidas à fadiga 60 a 75% superiores às observadas para os laminados híbridos. No entanto à medida que a tensão diminui as vidas à fadiga vão-se aproximando, chegando mesmo a serem semelhantes no domínio das vidas longas ($\approx 10^6$ ciclos). Na verdade, segundo a literatura [12] a resistência à fadiga depende muito das fibras usadas nos compósitos.

Tabela 4.4 – Resultados dos ensaios de fadiga para ambos compósitos (aramida e híbridos).

| Provete | σ/σ_{max} | σ_{axial} [MPa] | P_{max} [N] | P_{min} [N] | N_f [ciclos] |
|---------|-----------------------|------------------------|---------------|---------------|----------------|
| F1-A | 0,80 | 404 | 24442 | 1222 | 358 |
| F2-A | 0,75 | 379 | 22914 | 1146 | 505 |
| F3-A | 0,70 | 354 | 21387 | 1069 | 885 |
| F4-A | 0,70 | 354 | 21387 | 1069 | 874 |
| F5-A | 0,65 | 328 | 19859 | 993 | 28142 |
| F6-A | 0,65 | 328 | 19859 | 993 | 12932 |
| F7-A | 0,60 | 303 | 18332 | 917 | 251415 |
| F8-A | 0,60 | 303 | 18332 | 917 | 258909 |
| F9-A | 0,55 | 278 | 16804 | 840 | 334788 |
| F10-A | 0,525 | 265 | 16040 | 802 | 775346 |
| F11-A | 0,50 | 253 | 15276 | 764 | 1536225 |
| F1-ACA | 0,95 | 383 | 20214 | 1011 | 143 |
| F2-ACA | 0,95 | 383 | 20214 | 1011 | 87 |
| F3-ACA | 0,925 | 373 | 19683 | 984 | 794 |
| F4-ACA | 0,925 | 373 | 19683 | 984 | 103 |
| F5-ACA | 0,90 | 363 | 19151 | 958 | 714 |
| F6-ACA | 0,85 | 343 | 18087 | 904 | 1643 |
| F7-ACA | 0,80 | 322 | 17023 | 851 | 1872 |
| F8-ACA | 0,80 | 322 | 17023 | 851 | 2664 |
| F9-ACA | 0,75 | 302 | 15959 | 798 | 18734 |
| F10-ACA | 0,725 | 292 | 15427 | 771 | 384554 |
| F11-ACA | 0,70 | 282 | 14895 | 745 | 500870 |
| F12-ACA | 0,70 | 282 | 14895 | 745 | 522924 |
| F13-ACA | 0,685 | 276 | 14576 | 729 | 1010809 |
| F14-ACA | 0,65 | 265 | 13986 | 700 | 1831816 |

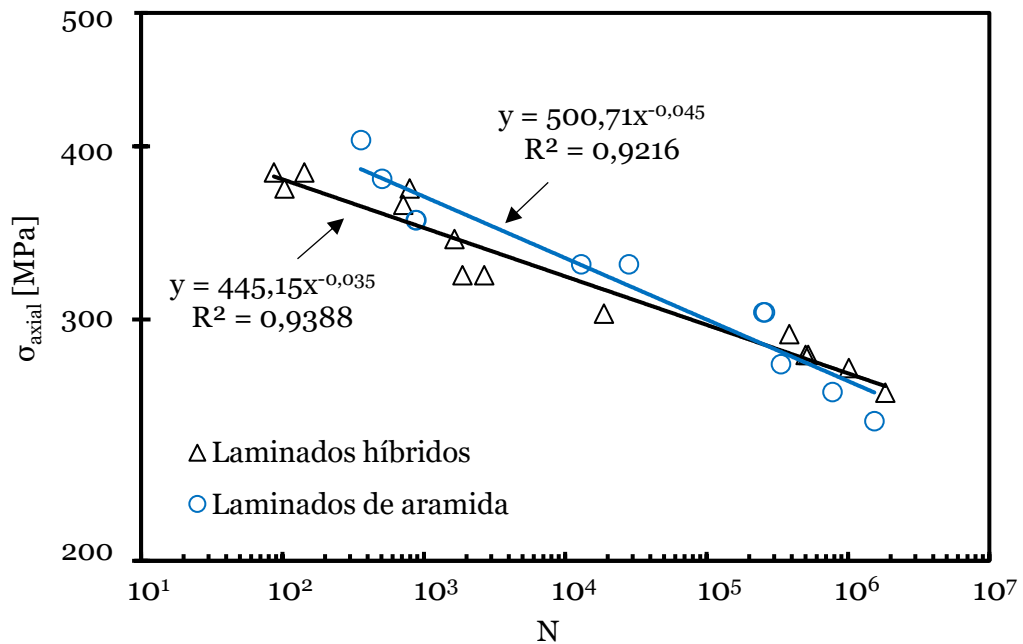


Figura 4.7 – Comparação do comportamento à fadiga dos compósitos de aramida e híbridos.

Por exemplo, as fibras de carbono e de boro ao apresentarem uma rigidez muito elevada acabam por limitar a deformação no compósito evitando, assim, danos na matriz que normalmente iniciam os mecanismos de dano por fadiga. Por outro lado, as fibras de baixo módulo, por exemplo as de vidro, permitem a existência de deformações que, deste modo, promovem danos prematuros na matriz. Em alternativa as fibras de aramida demonstram um comportamento intermédio entre os dois casos descritos anteriormente, visto que elas próprias são afetadas pela solicitação [12]. O comportamento das fibras de aramida à fadiga revela-se muito dependente da amplitude de carga aplicada bem como do seu valor máximo [76]. Por outro lado, o seu comportamento mecânico também depende do tempo, indicando que a sua viscoelasticidade desempenha um papel importante no comportamento mecânico dos compósitos [77]. Ao mesmo tempo, elas falham por uma série de pequenas falhas dos seus constituintes (fibrilas), o que pode explicar o seu bom desempenho à fadiga para vidas longas de fadiga [78].

No que concerne aos laminados híbridos de carbono/vidro e carbono/aramida, a literatura [79,80] reporta que, por exemplo, nestes últimos o nível de tensão de fadiga para uma determinada vida à fadiga varia linearmente com a razão da fração volumétrica de ambas as fibras [79]. Como a resistência à tração não varia linearmente com esta razão, isso implica que, em termos relativos, é alcançado um efeito híbrido positivo para a resistência à fadiga num dado nível de tensão. Semelhante efeito também foi observado para os híbridos de carbono/vidro [80]. Os efeitos positivos foram confirmados para configurações unidirecionais e quase isotrópicos, ainda que os autores não assegurem a existência de uma regra linear de misturas para a resistência à fadiga de compósitos híbridos [81]. No presente estudo, pela Figura 4.7, verifica-se que o desempenho à fadiga dos laminados híbridos é dominado pelas fibras de carbono devido ao seu comportamento frágil e menor capacidade de deformação do que as de aramida. Assim, quando estas colapsam, as fibras de aramida ainda apresentam alguma resistência, devido à sua maior deformação, embora a vida final à fadiga fique muito condicionada pelo valor da tensão aplicada. Como referido anteriormente, o comportamento à fadiga das fibras de aramida revela-se muito dependente da carga aplicada [76], o que justifica as menores vidas para cargas elevadas e as mais longas para valores de cargas cíclicas mais baixas. Neste sentido, as superfícies de fratura foram analisadas para uma melhor compreensão dos mecanismos de dano envolvidos. A Figura 4.8 e a Figura 4.9 ilustram, respetivamente, as superfícies de fratura dos laminados de aramida e híbridos. Em termos dos laminados de aramida os mecanismos de dano começam, segundo Ferreira *et al.* [75] com delaminações internas que, com o aumento do número de ciclos, se

estendem a toda a largura do provete. Finalmente, quando estas se estendem a todo o comprimento do provete enfraquecem o laminado ao ponto de ocorrer a fratura de algumas fibras e, conseqüentemente, ocorre o colapso final do provete devido às restantes não conseguirem suportar mais a carga aplicada [71,82].

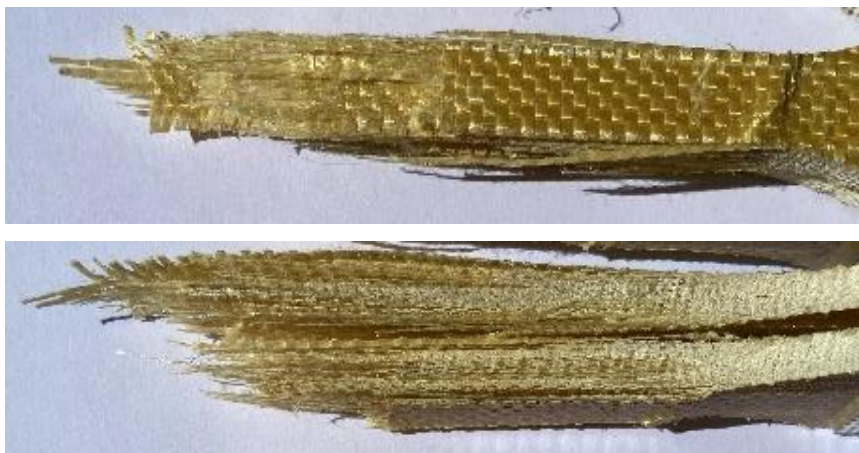


Figura 4.8 – Superfícies de fratura dos laminados de aramida.

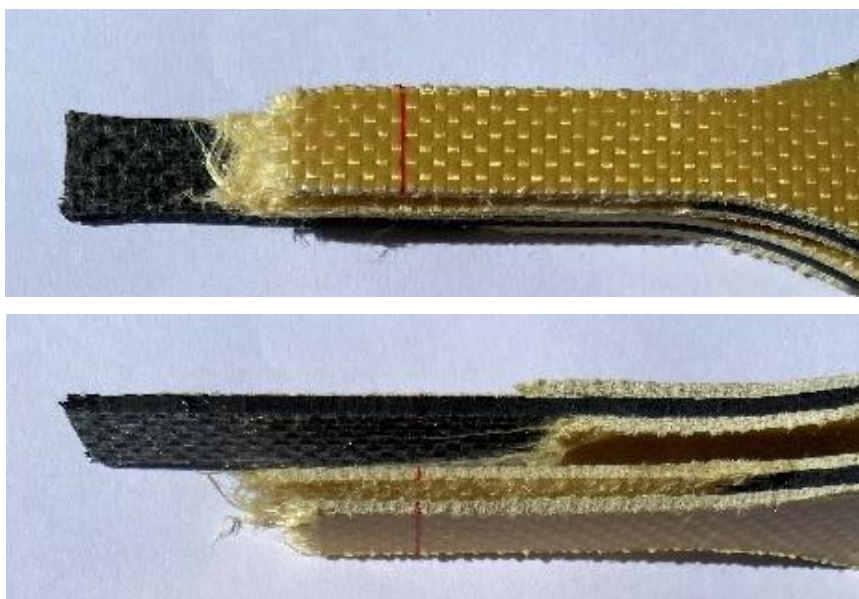


Figura 4.9 – Superfícies de fratura dos laminados híbridos.

Na Figura 4.8 é possível observar as longas delaminações ao longo de todo o provete e, simultaneamente, estendidas a toda a largura, bem como as fibras partidas que conduziram ao colapso final do provete. Por outro lado, apesar destes mecanismos de dano serem transversais a todos os carregamentos aplicados, a sua iniciação e propagação revela-se dependente da magnitude da tensão aplicada [71]. Por exemplo, para cargas cíclicas elevadas (próximas da resistência estática), as delaminações longitudinais entre camadas surgem muito rapidamente, as quais conduzem à rotura das

fibras alinhadas com a direção da carga, como ilustra a Figura 4.8. No entanto, à medida que a carga cíclica diminui, as delaminações tornam-se mais significativas e estendem-se a toda a largura e comprimento. Por sua vez, ao nível das fibras, elas degradam-se devido às falhas dos seus constituintes (fibrilas), o que explica o seu bom desempenho à fadiga para vidas longas de fadiga, ou seja, para níveis de cargas cíclicas baixos [78].

No que concerne aos laminados híbridos, estas delaminações iniciais (que surgem da fissuração da matriz) propagam-se essencialmente ao longo das interfaces entre as camadas que contêm fibras diferentes (carbono e aramida), como consequência dos diferentes valores de rigidez das fibras. Com o carregamento cíclico, estas delaminações estendem-se a toda a largura e comprimento do provete, conduzindo ao colapso das fibras de carbono. Posteriormente as fibrilas de aramida começam a colapsar e, em função da magnitude da tensão aplicada, as fibras de aramida rompem conduzindo, neste caso, a vidas de fadiga mais curtas ou mais longas.

Com vista a complementar este estudo, durante os ensaios de fadiga também foi avaliada a variação da rigidez. Para uma melhor comparabilidade dos resultados, os valores da rigidez foram normalizados e a sua evolução encontra-se ilustrada na Figura 4.10 e Figura 4.11 em termos de E/E_0 e N/N_f . E é o módulo de rigidez num dado instante, E_0 o módulo de rigidez inicial, N o número de ciclos num dado instante e N_f o número de ciclos até à falha.

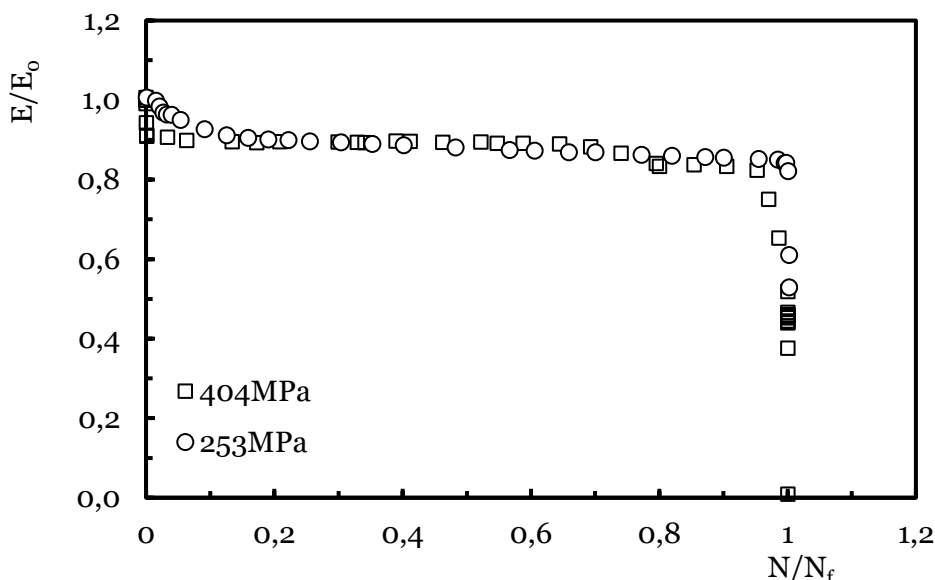


Figura 4.10 – Variação da rigidez para os laminados de aramida.

Nos primeiros 10% de vida a rigidez diminui cerca de 10%, seguindo-se um regime caracterizado por uma diminuição mais lenta e que dura a maior parte da vida à fadiga

dos laminados. Por fim ocorre um regime onde se verifica uma súbita descida da rigidez do provete quando se atinge cerca dos 95% da vida à fadiga devido à rotura de fibras.

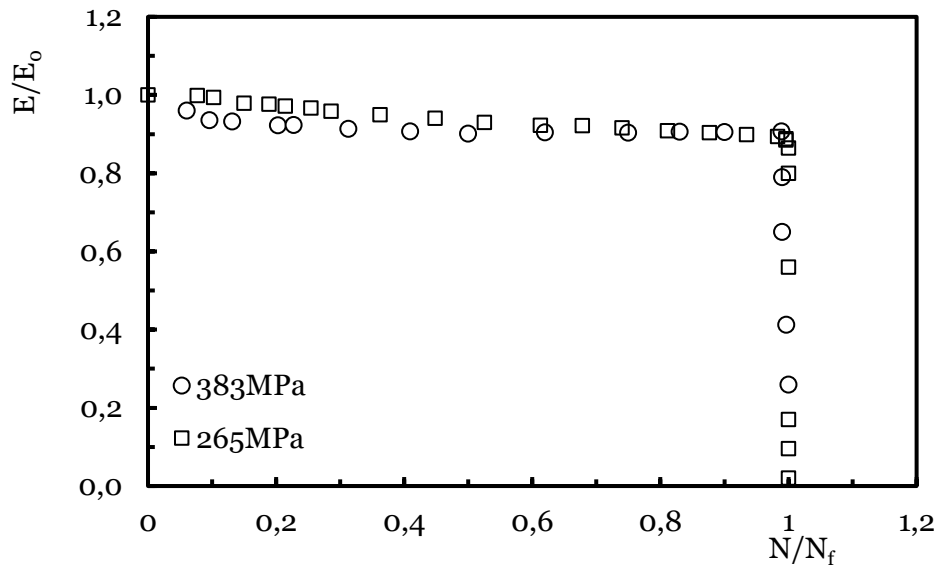


Figura 4.11 - Variação da rigidez para os laminados híbridos.

Os laminados híbridos apresentaram uma evolução da degradação da rigidez muito semelhante para os vários ensaios realizados e com os três estágios semelhantes aos observados para os laminados de aramida. Tal como descrito anteriormente, durante os últimos 5% de vida ocorre uma queda repentina da variação da rigidez. Para ambos os laminados, o comportamento descrito confirma a tendência relatada na literatura [71,83–85].

Desta forma é possível distinguir a sequência do mecanismo de dano em três fases tal como foi explicado na subsecção 2.2.3. Para ambos os compósitos são verificadas ligeiras reduções da rigidez durante os primeiros ciclos de fadiga causadas pelo desenvolvimento de fissuras transversais na matriz. Segue-se uma fase com uma diminuição estável devido ao desenvolvimento de múltiplas fissuras longitudinais junto das fibras alinhadas com a solicitação e que desenvolvem delaminações. Assim, as camadas do laminado são separadas e ocorrem roturas nas fibras que levam à falha final do laminado, a terceira fase.

4.2.1 Ensaios de resistência residual

A evolução do dano por fadiga também foi analisada através da resistência residual em função do número de ciclos de fadiga. A partir da Figura 4.12 é possível observar que a resistência residual até aos 2×10^4 ciclos é muito semelhante à observada nos ensaios estáticos. Esta semelhança com a resistência estática indica que não ocorrem danos significativos no laminado decorrentes dos carregamentos cíclicos. Posteriormente, a

resistência residual diminui apenas 5% face a resistência estática quando se atinge uma vida à fadiga de $2,8 \times 10^6$ ciclos.

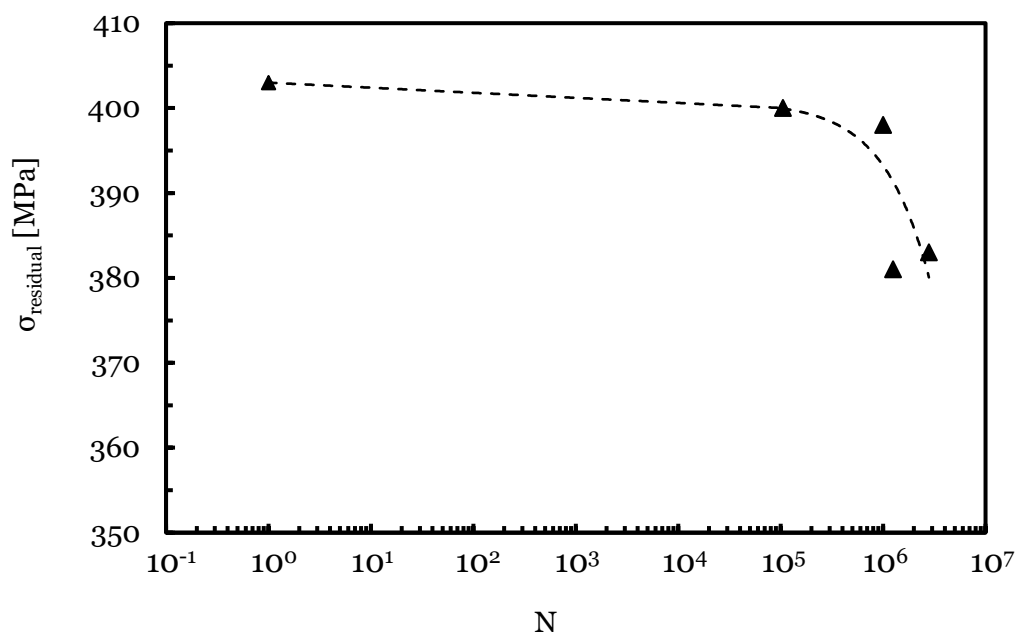


Figura 4.12 – Resistência residual versus número de ciclos de fadiga para laminados híbridos.

4.3 Fadiga *fretting*

No que diz respeito aos ensaios de fadiga *fretting*, um parâmetro bastante importante é o coeficiente de atrito entre as superfícies de contacto, pelo que se revela determinante a sua determinação. Neste contexto, os resultados apresentados foram obtidos pelo método descrito por Muñoz *et al.* [86] segundo o qual foi aplicada uma carga normal constante de 10 kN e, posteriormente, uma carga axial P com a mesma frequência dos ensaios de *fretting* (8Hz). Seguidamente, aumentou-se progressivamente a carga axial e, consequentemente, a carga tangencial Q também aumentou. Devido ao facto de se realizar a medição dos contactos em ambos os lados do provete, surgem duas cargas tangenciais $Q1$ e $Q2$. O atrito aumenta ciclo após ciclo, mas, durante este processo, por vezes ocorre um escorregamento global temporário que conduz à queda abrupta da carga Q face ao seu valor inicial. No entanto, rapidamente retorna a valores superiores devido ao aumento do coeficiente de atrito por fricção, recuperando o estado de escorregamento parcial. Este fenómeno ocorre até o valor máximo de μ ser atingido, a partir do qual o coeficiente de atrito não aumenta mais. Assim, o valor do coeficiente de atrito é dado por $\mu = Q/N$ no preciso momento antes do escorregamento global definitivo [5]. A Figura 4.13 ilustra, por exemplo, a evolução do coeficiente de atrito entre as superfícies, onde se pode observar nos últimos instantes um coeficiente de atrito extremamente baixo, $\mu = 0,09$.

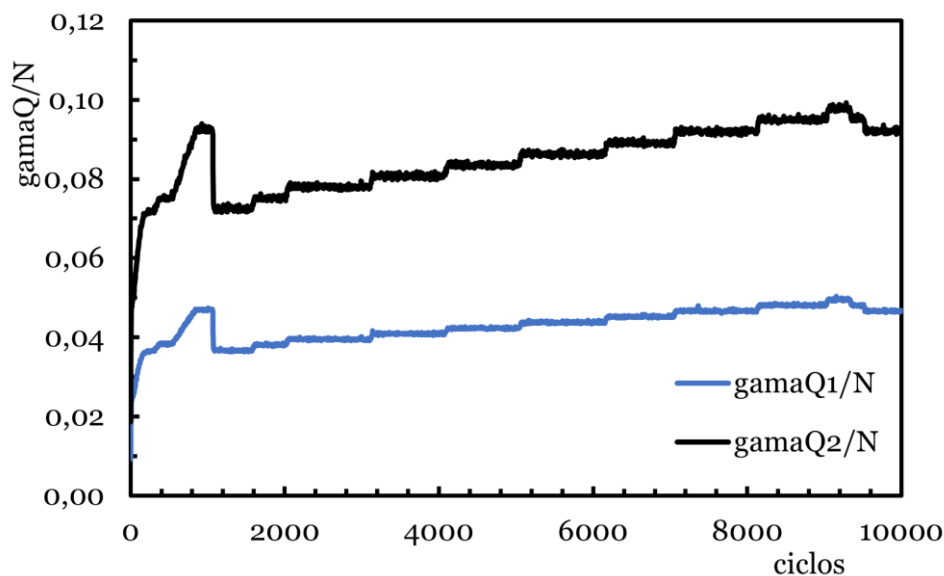


Figura 4.13 – Ensaio de medição do coeficiente de atrito para ambos lados do provete.

Tal como nos ensaios de fadiga, os presentes ensaios também decorreram com uma amplitude de tensão constante e com uma razão de tensão (R) igual a 0,05. Mais uma vez, o critério de ruína adotado consistiu na separação do provete em duas partes. Foram realizadas quatro séries de ensaios, envolvendo cada uma delas nove ensaios que foram ensaiados com tensões entre os 35% e os 75% da tensão de rotura dos laminados de aramida e entre os 55% e os 95% da tensão de rotura dos laminados híbridos. No que concerne ao carregamento normal, foram consideradas cargas de 6 kN e 11 kN . A Tabela 4.5 sumariza todos os parâmetros envolvidos nos ensaios de fadiga *fretting* realizados, bem como as respetivas vidas de fadiga.

Com base nestes resultados foi possível construir as curvas S-N, as quais encontram-se representadas na Figura 4.14 e na Figura 4.16, respetivamente, para os laminados de aramida e híbridos. Em termos de tensão máxima versus número de ciclos à fadiga, estas figuras também comparam o efeito do *fretting* para as cargas normais de 6 kN e 11 kN com os resultados obtidos para as mesmas condições, mas sem *fretting*.

Da Figura 4.14 é possível observar que estatisticamente não existe diferenças nas vidas à fadiga para os ensaios de fadiga *fretting* realizados com as cargas normais de 6 kN e 11 kN . Desta forma, é possível concluir que para o intervalo das cargas normais em análise, dos 6 aos 11 kN , este parâmetro não apresenta influencia significativa na vida à fadiga dos laminados de aramida. No entanto, quando estes resultados são comparados com os obtidos na fadiga simples, é possível verificar que no domínio das vidas curtas (tensões superiores a 379 MPa) não é visível qualquer influencia do *fretting*. Isto evidencia que os danos provocados pela carga cíclica são muito superiores ao dano

provocado na zona de contato entre a ponte de *fretting* e o laminado. Este fenômeno também foi observado no estudo desenvolvido por Schulte *et al.* [1] e vai ao encontro, como reportado anteriormente, da dependência que estas fibras apresentam com o valor da tensão aplicada na vida à fadiga [76,78].

Tabela 4.5 – Resultados dos ensaios de fadiga *fretting* para ambos laminados (aramida e híbridos).

| Provete | σ/σ_{max} | σ_{axial} [MPa] | $\Delta Q1$ [N] | $\Delta Q2$ [N] | $N_{inicial}$ [N] | N_{final} [N] | N_f [ciclos] |
|----------|-----------------------|------------------------|-----------------|-----------------|-------------------|-----------------|----------------|
| FR1-A | 0,75 | 379 | 1786 | 2305 | 10817 | 9174 | 681 |
| FR2-A | 0,7 | 354 | 1930 | 2423 | 11029 | 8940 | 1180 |
| FR3-A | 0,65 | 328 | 2072 | 2272 | 10937 | 9248 | 1659 |
| FR4-A | 0,6 | 303 | 2076 | 2456 | 11276 | 8356 | 3108 |
| FR5-A | 0,55 | 278 | 2272 | 2476 | 11114 | 7744 | 12865 |
| FR6-A | 0,5 | 253 | 1882 | 2225 | 11756 | 7899 | 39944 |
| FR7-A | 0,45 | 227 | 1739 | 1955 | 10623 | 7773 | 134443 |
| FR8-A | 0,4 | 202 | 1919 | 2149 | 11336 | 8020 | 341180 |
| FR9-A | 0,35 | 177 | 1626 | 1794 | 11286 | 8934 | 583182 |
| FR10-A | 0,75 | 379 | 721 | 644 | 6451 | 6101 | 415 |
| FR11-A | 0,7 | 354 | 1363 | 1338 | 6435 | 5312 | 1094 |
| FR12-A | 0,65 | 328 | 1684 | 1821 | 6315 | 5094 | 1539 |
| FR13-A | 0,6 | 303 | 1384 | 1608 | 6579 | 4192 | 3604 |
| FR14-A | 0,55 | 278 | 1595 | 1677 | 6646 | 4442 | 7385 |
| FR15-A | 0,475 | 240 | 1469 | 1701 | 6626 | 4050 | 51552 |
| FR16-A | 0,4 | 202 | 1573 | 1902 | 6007 | 4323 | 229554 |
| FR17-A | 0,4 | 202 | 1610 | 1801 | 6636 | 4213 | 224956 |
| FR18-A | 0,35 | 177 | 1442 | 1731 | 6830 | 4118 | 449327 |
| FR1-ACA | 0,95 | 383 | 693 | 727 | 11259 | 10918 | 226 |
| FR2-ACA | 0,9 | 363 | 1795 | 2064 | 11022 | 10612 | 1172 |
| FR3-ACA | 0,85 | 343 | 2182 | 2271 | 11298 | 10775 | 2070 |
| FR4-ACA | 0,8 | 322 | 2109 | 2330 | 11045 | 9987 | 17078 |
| FR5-ACA | 0,75 | 302 | 1942 | 2022 | 11302 | 10054 | 48317 |
| FR6-ACA | 0,7 | 282 | 1905 | 2084 | 11407 | 10122 | 69175 |
| FR7-ACA | 0,65 | 262 | 1740 | 2035 | 11425 | 10065 | 125603 |
| FR8-ACA | 0,6 | 242 | 1743 | 1974 | 11551 | 10370 | 184594 |
| FR9-ACA | 0,55 | 222 | 1587 | 1819 | 11401 | 10111 | 594501 |
| FR10-ACA | 0,95 | 383 | 577 | 505 | 6608 | 6278 | 273 |
| FR11-ACA | 0,9 | 363 | 693 | 887 | 6654 | 6242 | 468 |
| FR12-ACA | 0,85 | 343 | 1244 | 1432 | 6726 | 6340 | 2396 |
| FR13-ACA | 0,8 | 322 | 1692 | 1864 | 6569 | 5498 | 20192 |
| FR14-ACA | 0,75 | 302 | 1695 | 1970 | 6629 | 5619 | 36456 |
| FR15-ACA | 0,7 | 282 | 1618 | 1829 | 6550 | 5425 | 66650 |
| FR16-ACA | 0,65 | 262 | 1540 | 1785 | 6904 | 5742 | 107062 |
| FR17-ACA | 0,6 | 242 | 1545 | 1816 | 6788 | 5674 | 190235 |
| FR18-ACA | 0,55 | 222 | 1481 | 1686 | 6903 | 6293 | 715605 |

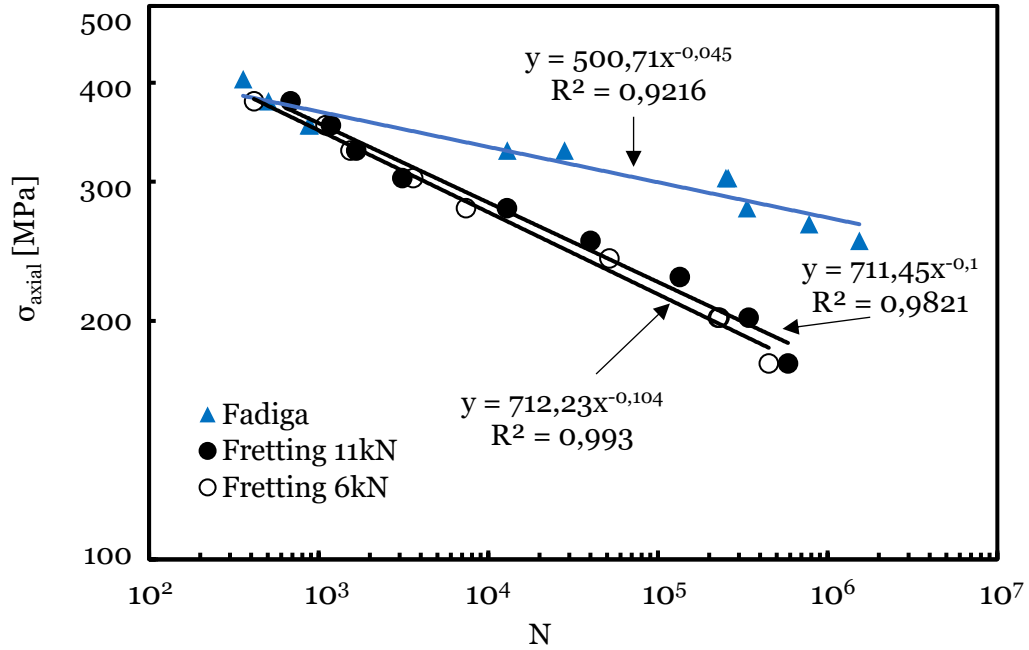


Figura 4.14 – Curvas S-N de fadiga e de fadiga *fretting* para os laminados de aramida.

Todavia, quando a tensão máxima diminui, o efeito do *fretting* na vida à fadiga vai acentuando-se, chegando mesmo a atingir diminuições na ordem das trinta e oito vezes menor para a tensão máxima de 253 MPa. Neste caso, associando a dependência destas fibras com a tensão aplicada ao seu modo de ruína (falha das suas fibrilas), seria de esperar uma maior vida à fadiga não fossem os danos provocados na zona de contacto entre a ponte de *fretting* e o laminado. Estes danos na zona de contacto são bem visíveis na Figura 4.15, os quais tornam-se determinantes relativamente aos provocados pela carga cíclica nos laminados. No caso dos laminados sujeitos a fadiga *fretting* com cargas cíclicas elevadas, os danos foram semelhantes aos observados na fadiga simples e reportados na Figura 4.8.

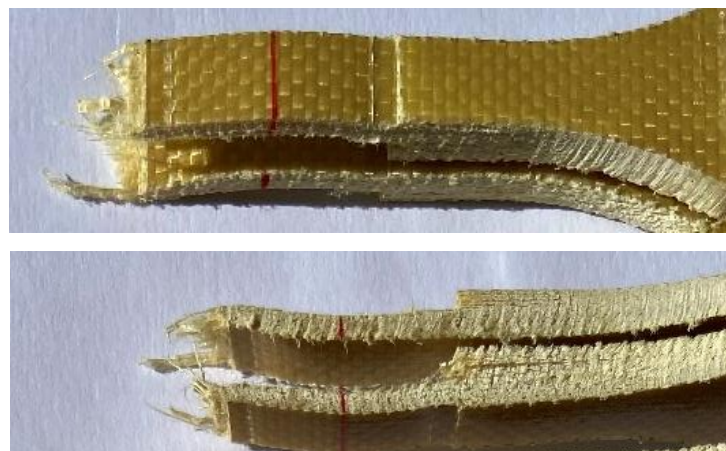


Figura 4.15 – Vista frontal e lateral representativa do modo de falha dos laminados de aramida sujeitos a fadiga *fretting* com uma carga normal de 6 kN.

No caso dos laminados híbridos, a Figura 4.16 ilustra o efeito do *fretting* na vida à fadiga, para além de comparar os resultados obtidos com os da fadiga simples. Mais uma vez é possível observar que estatisticamente não existem diferenças nas vidas à fadiga para as cargas normais de 6 kN e 11 kN, o que permite concluir que para o intervalo das cargas normais em análise, dos 6 aos 11 kN, este parâmetro não apresenta influencia significativa na vida à fadiga tanto nos laminados de aramida como nos laminados híbridos aramida/carbono.

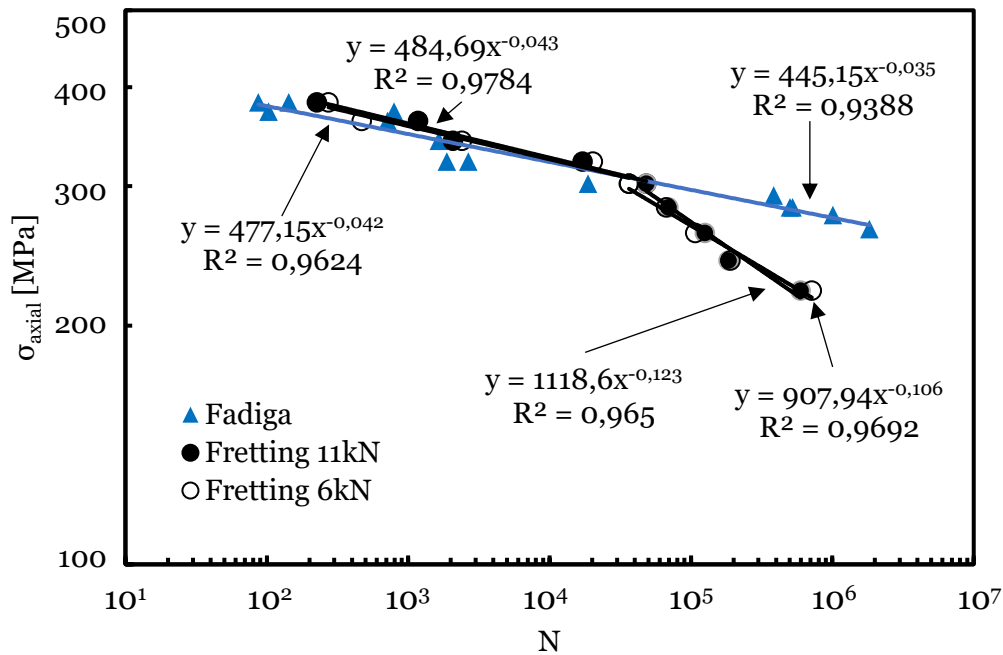


Figura 4.16 – Curvas S-N de fadiga e de fadiga *fretting* para os laminados híbridos.

Por sua vez, quando os resultados são comparados com os obtidos na fadiga simples, verifica-se que para tensões superiores a 302 MPa as curvas de fadiga praticamente sobrepõem-se, independentemente de haver ou não *fretting*. Isto resulta do facto dos mecanismos de dano serem muito semelhantes e, como reportado anteriormente, os danos provocados pela carga cíclica são muito superiores ao dano provocado na zona de contato entre a ponte de *fretting* e o laminado. No que concerne às tensões inferiores a 302 MPa, estas conduzem a vidas à fadiga inferiores às observadas na vida à fadiga simples e esta tendência é para se acentuar mais no domínio da fadiga de longa duração. Por exemplo, enquanto na fadiga simples uma tensão de 265 MPa conduz a vidas na ordem dos 1831816 ciclos, na fadiga *fretting* uma tensão de 262 MPa conduz a vidas de fadiga na ordem dos 107602 ciclos (dezassete vezes menos). Mais uma vez, no domínio das vidas longas os mecanismos de falha são controlados pelos danos provocados na zona de contato entre a ponte de *fretting* e o laminado. As superfícies de fratura encontram-se ilustrados na Figura 4.17, tanto para as vidas curtas (4.16a) como para as vidas longas

(4.16b). A Figura 4.17(b) deixa a sugestão do dano provocado pelo contacto entre a ponte de *fretting* e o laminado afetar inclusivamente as fibras de carbono, pois estas também colapsam nesta região. Na verdade, ocorrem concentrações de tensões na região de contacto devido às forças de atrito e normais que se desenvolvem nessa região, as quais conduzem ao aparecimento de fissuras que, ao se propagarem, dão origem às delaminações entre as camadas ilustradas na Figura 4.17(b) [1].

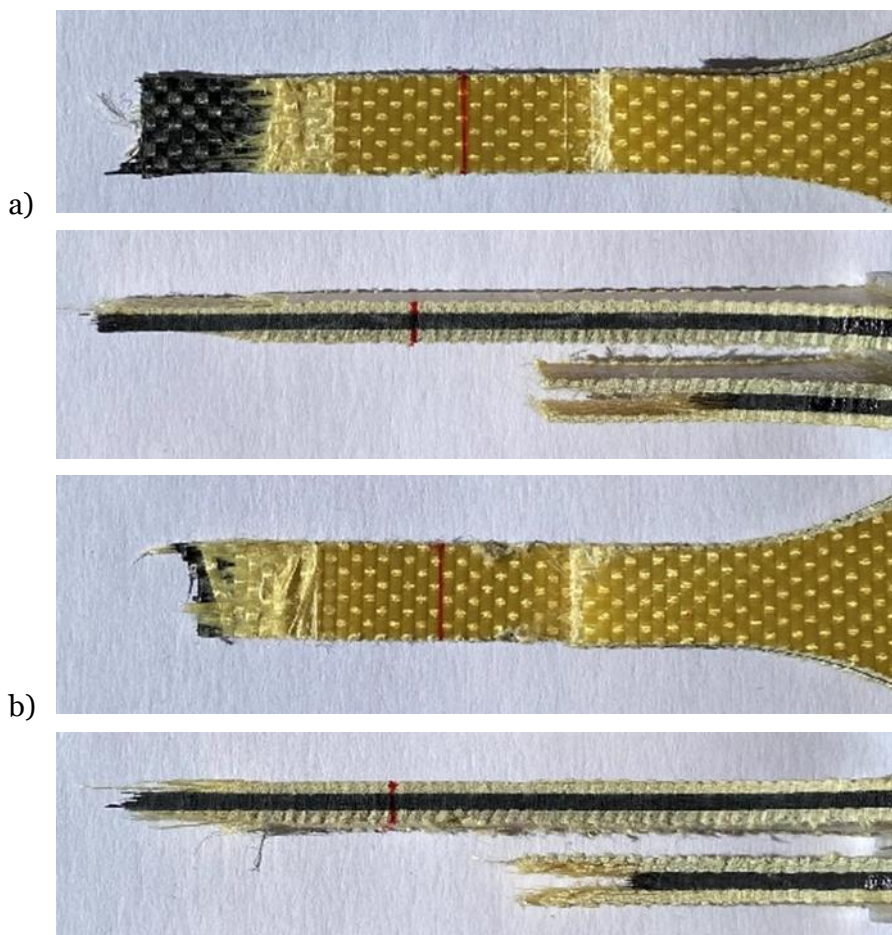


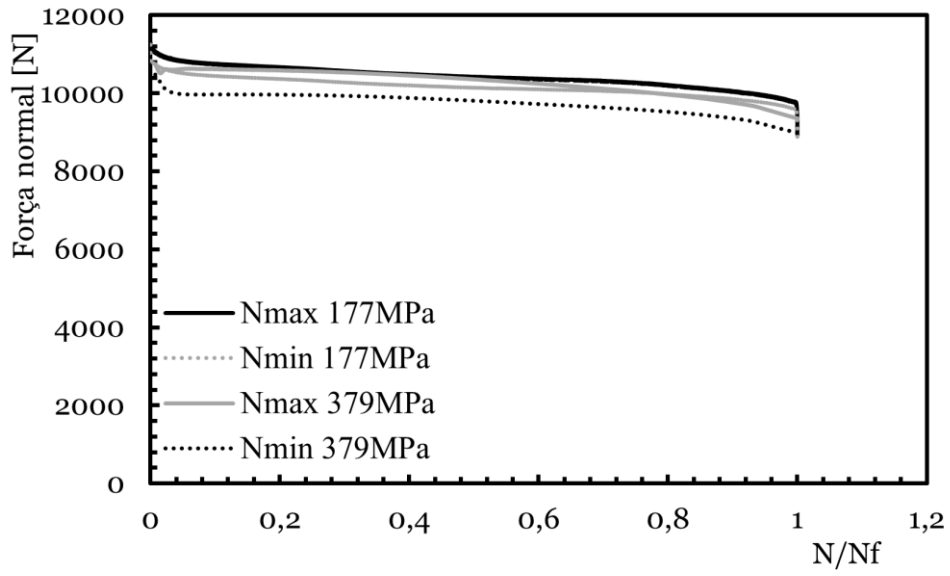
Figura 4.17 – Vista frontal e lateral das superfícies de fratura típicas para provetes híbridos sujeitos a fadiga *fretting* com uma carga normal de 11 kN: (a) Para tensões superiores a 302 MPa; (b) Para tensões inferiores a 302 MPa.

Para além do comportamento mecânico das fibras de aramida depender muito da tensão cíclica aplicada [76,78], estas também exibem boas propriedades anti-*fretting* [54] devido ao baixo atrito e reduzidas taxas de desgaste quando aplicadas em compósitos poliméricos [87]. Por fim, nos laminados reforçados com fibras contínuas as fissuras propagam-se essencialmente ao longo das fibras e, embora menos, também na direção perpendicular à sollicitação. Ocorrem, assim, múltiplas fissuras ao longo das fibras com o conseqüente aumento das tensões nas fibras orientadas a 0° (na direção do carregamento). A propagação destas fissuras na matriz conduz a delaminações entre

camadas com orientações diferentes e, deste modo, a falha final ocorre quando a tensão local nas fibras orientadas a 0° excede a sua resistência [1].

Buciumeanu *et al.* [88] investigaram a evolução de alguns parâmetros relevantes nos ensaios de fadiga *fretting*, nomeadamente, a carga normal, a carga tangencial e o deslocamento relativo. Este estudo revelou que a carga normal máxima e mínima diminuem ligeiramente durante o ensaio. A causa pode estar associada à formação do dano e a sua propagação. No entanto, não é exetável que esta ligeira variação influencie a vida à fadiga. A carga tangencial mínima e máxima também diminuem ligeiramente durante o ensaio devido à alteração das zonas de aderência e escorregamento e à formação assimétrica da fenda. Mais uma vez, não se considera que tenha qualquer efeito na vida à fadiga. Por fim, a amplitude do deslocamento relativo diminui substancialmente com o aumento de ciclos. Este parâmetro merece uma atenção especial porque a fadiga *fretting* é muito sensível ao deslocamento relativo. Assim, neste contexto, as figuras seguintes, Figura 4.18 à Figura 4.21 ilustram a evolução máxima e mínima da força normal e a amplitude das forças tangenciais de dois ensaios para cada uma das quatro séries de ensaios de fadiga *fretting* realizados. Pode-se concluir que a força normal se mantém estável durante todos os ensaios, enquanto a amplitude da força tangencial aumenta significativamente ao longo do ensaio para as tensões máximas mais elevadas. No entanto, nos ensaios realizados com níveis de tensões mais baixos verifica-se uma diminuição gradual da amplitude da força tangencial. Este comportamento pode ser justificado pelo estudo realizado por Kim e Shin [89] em laminados carbono/epóxi, no qual verificaram que a força normal diminui na fase inicial do ensaio de fadiga *fretting*, mas após 10^3 ciclos passou a ter um valor quase constante em torno de $1,05 \text{ kN}$ até à falha final do provete. A força tangencial, por sua vez, aumentou para valores próximos de $1,2 \text{ kN}$ na fase inicial, um valor maior que a força normal, decrescendo rapidamente para valores próximos de $0,55 \text{ kN}$ após os 10^3 ciclos. Na fase inicial da vida à fadiga o desgaste é acentuado na superfície do laminado, enquanto na superfície do elemento de contacto ele é bem menor promovendo, neste caso, uma descida da força normal. Por outro lado, em termos da força tangencial o comportamento descrito anteriormente é justificado pela enorme diferença de durezas que existe entre o elemento de contacto e o compósito.

(a)



(b)

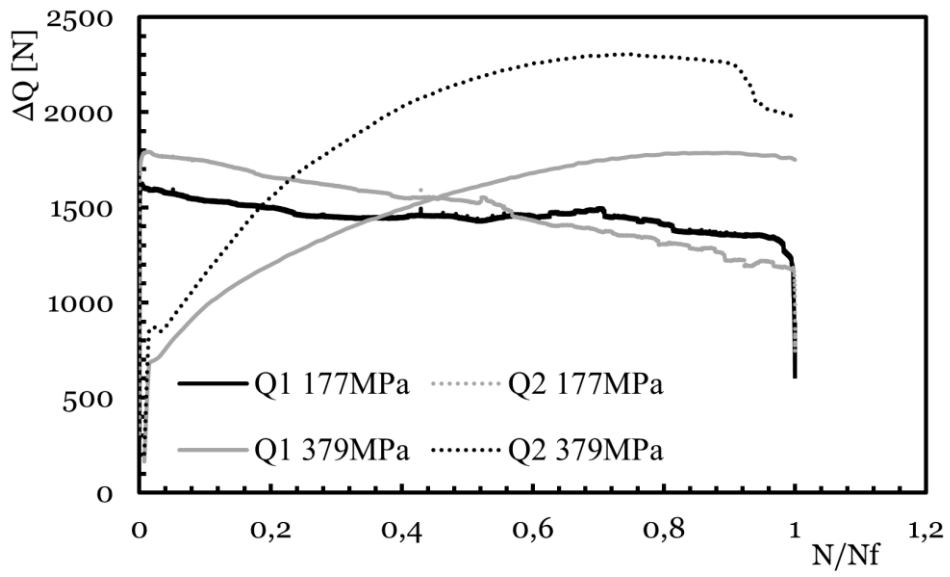
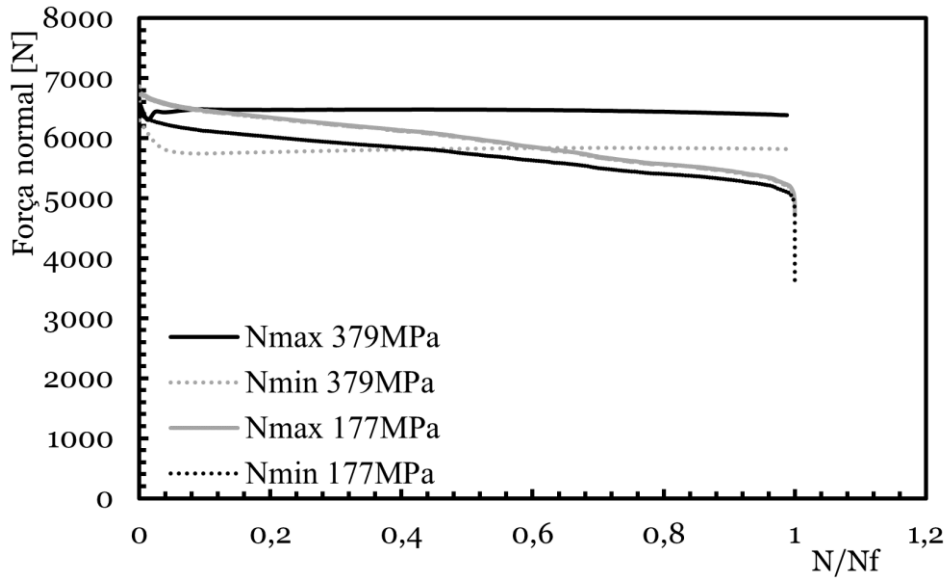


Figura 4.18 – Variação do (a) máximo e mínimo da força normal e (b) força tangencial nos laminados de aramida com $N=11kN$.

(a)



(b)

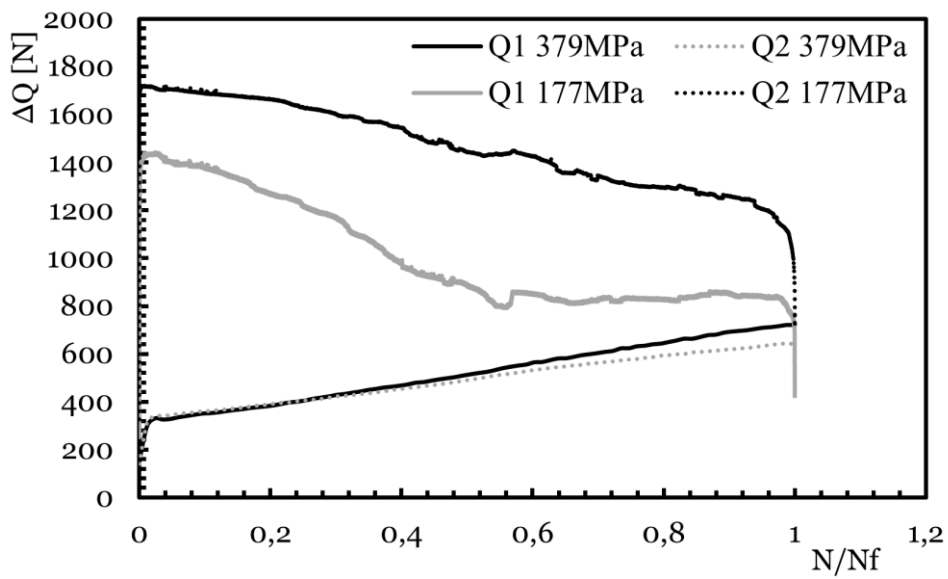
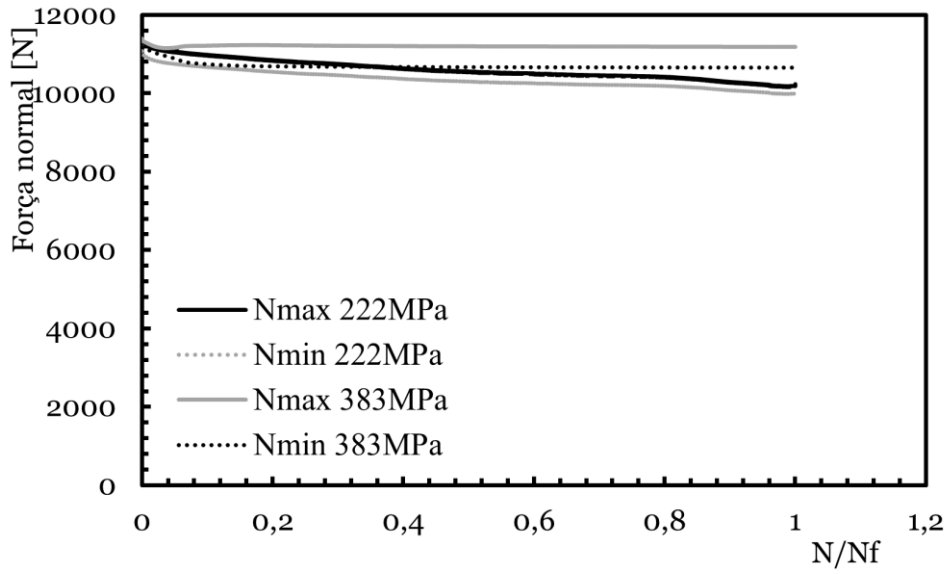


Figura 4.19 – Variação do (a) máximo e mínimo da força normal e (b) força tangencial nos laminados de aramida com $N=6kN$.

(a)



(b)

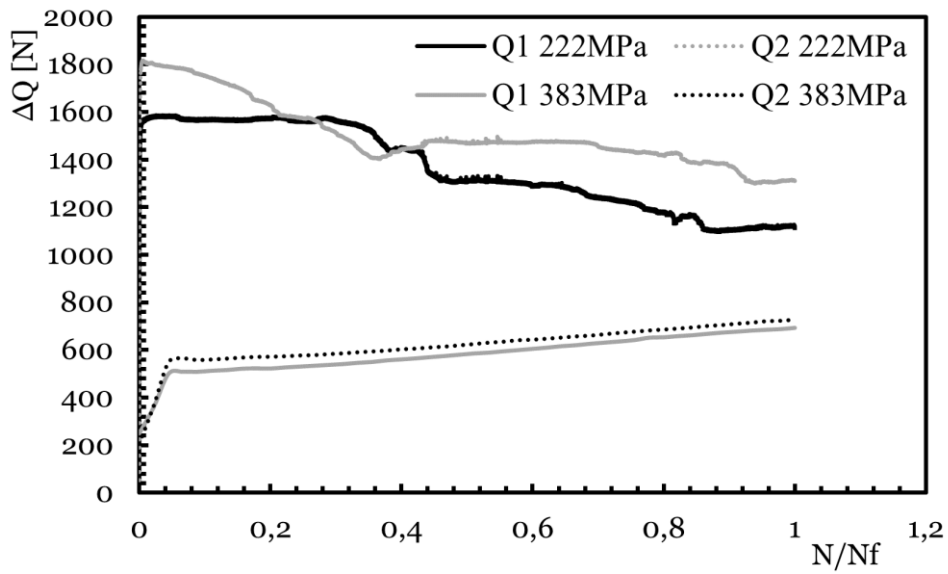
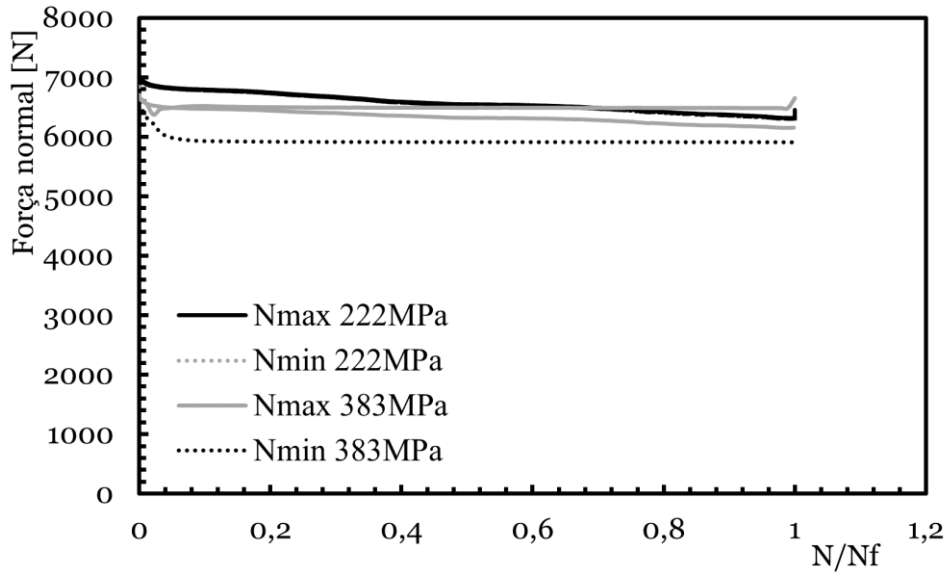


Figura 4.20 – Variação do (a) máximo e mínimo da força normal e (b) força tangencial nos laminados híbridos com $N=11kN$.

(a)



(b)

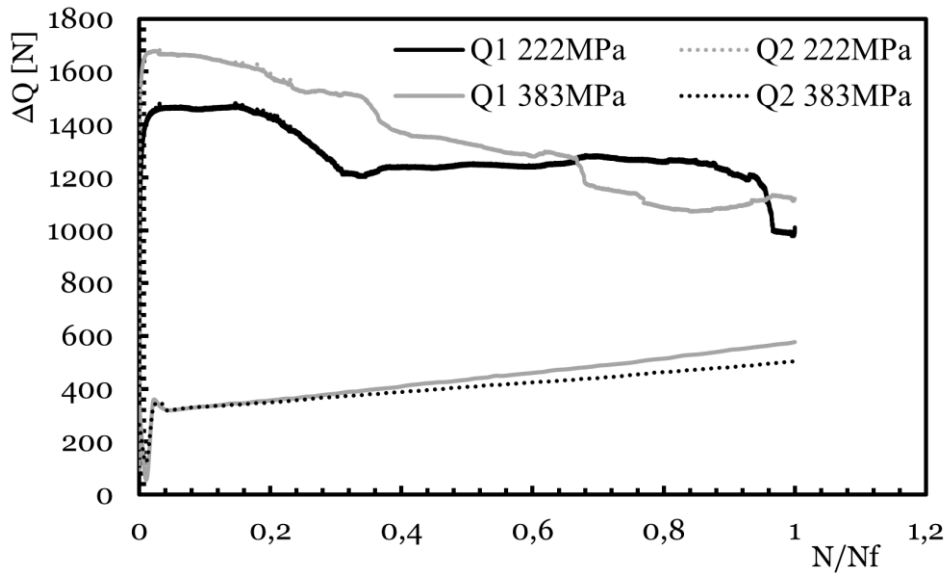


Figura 4.21 – Variação do (a) máximo e mínimo da força normal e (b) força tangencial nos laminados híbridos com $N=6kN$.

Capítulo 5

Conclusões finais e recomendações para trabalhos futuros

São apresentadas as principais conclusões deste trabalho, com base nos objetivos inicialmente propostos, tendo em consideração a apresentação e discussão dos resultados do capítulo anterior. Também são indicadas algumas propostas para trabalhos futuros.

5.1 Conclusões

As principais conclusões que se podem tirar deste estudo encontram-se seguidamente resumidas:

- A introdução de fibras de carbono no laminado causou uma redução de 20% da tensão de rotura devido à pouca deformação do carbono, bem como ao aumento do módulo elástico e à diminuição da deformação avaliada à carga máxima.
- Nos laminados de aramida sujeitos à tração a falha foi dominada pela fratura das fibras alinhadas axialmente, acompanhada com algumas delaminações longitudinais entre camadas. No caso dos laminados híbridos, devido ao carbono apresentar uma menor deformação à rotura a sua fratura ocorreu antes da aramida acompanhada por várias delaminações.
- No domínio da fadiga de baixo número de ciclos (para cargas cíclicas elevadas) os laminados de aramida apresentam vidas à fadiga 60 a 75% superiores às observadas para os laminados híbridos. No entanto à medida que a tensão diminui as vidas à fadiga vão-se aproximando, chegando mesmo a serem semelhantes no domínio das vidas longas ($\approx 10^6$ ciclos).
- O comportamento das fibras de aramida à fadiga revela-se muito dependente da amplitude de carga aplicada bem como do seu valor máximo, o que justifica as menores vidas para cargas elevadas e as mais longas para valores de cargas cíclicas mais baixas.
- O desempenho à fadiga dos laminados híbridos é dominado pelas fibras de carbono devido ao seu comportamento frágil e menor capacidade de deformação do que as de aramida.

- A degradação da rigidez foi determinada para avaliar a progressão dos danos em ambos laminados sob carregamento cíclico. A evolução da rigidez média e os mecanismos de dano ocorridos são consistentes com os dados publicados na literatura.
- As evoluções dos danos por fadiga foram também analisadas através da resistência residual. A resistência residual até 2×10^4 ciclos é semelhante à observada nos ensaios estáticos. O que indica que até esse número de ciclos não ocorre nenhum dano significativo no laminado.
- Não é visível qualquer influência do *fretting* no domínio da fadiga de baixo número de ciclos (cargas cíclicas elevadas). Porém, o efeito do *fretting* à fadiga vai intensificando-se à medida que a tensão máxima diminui.
- Para o intervalo das cargas normais em análise, dos 6 aos 11 *kN*, este parâmetro não apresentou influencia significativa na vida à fadiga tanto nos laminados de aramida como nos laminados híbridos aramida/carbono.
- Durante todos os ensaios de fadiga *fretting* a força normal manteve-se estável. Enquanto para cargas cíclicas elevadas a amplitude da força tangencial aumentou significativamente, para as cargas cíclicas baixas verificou-se uma diminuição gradual.

5.2 Propostas para trabalhos futuros

Na sequência do trabalho realizado surgiram alguns aspetos que se revelam interessantes para uma abordagem mais detalhada. Assim sugere-se:

- Desenvolver um estudo numérico capaz de simular o comportamento da fadiga *fretting* em laminados compósitos de aramida;
- Utilizar vários materiais para a mesma geometria de contacto e investigar se os efeitos são dependentes do material;
- Estudar o comportamento à fadiga *fretting* em laminados com diferentes orientações e/ou com outras fibras de reforço;
- Recorrer a técnicas de análise não destrutivas de maneira a visualizar a evolução dos danos ao longo da vida à fadiga;
- Analisar uma resistência residual mais detalhada através de uma série de ensaios após submeter os laminados à fadiga.

Bibliografia

- [1] Schulte, K., Friedrich, K., and Jacobs, O. (1993) Fretting and Fretting Fatigue of Advanced Composite Laminates. in: *Compos. Mater. Ser.*, pp. 669–722.
- [2] Mazumdar, S.K. (2002) *Composites manufacturing: Materials, product, and process engineering*. CRC Press LLC, Boca Raton/London/New York/Washington D.C.
- [3] Gay, D. (2015) *Composite Materials: Design and Applications*, Third Edition. CRC Press, Boca Raton/London/New York.
- [4] ASM International (2014) *ASM Handbook-Vol 19: Fatigue and Fracture. Igarss 2014*.
- [5] Vázquez Valeo, J. (2010) *Efecto de las Tensiones Residuales en la Fatiga por Fretting*, Universidad de Sevilla, 2010.
- [6] Benavides, S. (2009) Corrosion in the aerospace industry. in: *Corros. Control Aerosp. Ind.*, Elsevier, Boca Raton/London/New York/Washington D.C.
- [7] Chung, D.D.L. (2010) *Composite Materials*. Springer London, London.
- [8] Strong, A.B. (2008) *Fundamentals of Composites Manufacturing: Materials, Methods and Applications*. Society of Manufacturing Engineers, Dearbon, Michigan.
- [9] William D. Callister, J. (2007) *Materials Science and Engineering: An Introduction*. 7th Ed. John Wiley & Sons, Inc., .
- [10] Jones, R.M. (1999) *Mechanics of Composite Materials*, Second Edition. Taylor & Francis, Philadelphia.
- [11] Ashby, M.F. (2005) *Materials Selection in Mechanical Design Third Edition. Design*.
- [12] Moura, M.F.S.F., Morais, A.B., and Magalhães, A.G. (2009) *Materiais Compósitos: Materiais, Fabrico e Comportamento Mecânico*. Publindústria, Edições Técnicas, Porto.
- [13] Ever J. Barbero (2017) *Introduction to Composite Materials Design*. CRC Press, Boca Raton.
- [14] Mallick, P.K. (2007) *Fiber-reinforced composites: Materials, manufacturing, and design*. CRC Press, .

- [15] Rana., S. and Fangueiro, R. (2016) *Advanced Composite Materials for Aerospace Engineering: Processing, Properties and Application*. Woodhead Publishing Limited, .
- [16] Mouritz, A. (2012) *Introduction to Aerospace Materials*. Woodhead Publishing Limited, .
- [17] Aamir, M., Tolouei-Rad, M., Giasin, K., and Nosrati, A. (2019) Recent advances in drilling of carbon fiber–reinforced polymers for aerospace applications: a review. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*.
- [18] Todd Johnson (2019) Boeing’s 787 Dreamliner: How Composites And Carbon Fiber Are Used.
- [19] Fridrici, V., Fouvry, S., and Kapsa, P. (2003) Fretting wear behavior of a Cu–Ni–In plasma coating. *Surface and Coatings Technology*. 163–164 429–434.
- [20] Carroll, K. (2015) Power in Numbers: GE Rolls Out GENx Engine No. 1,000 in Only Five Years Since Entering Service.
- [21] Katunin, A., Krukiewicz, K., Herega, A., and Catalanotti, G. (2016) Concept of a Conducting Composite Material for Lightning Strike Protection. *Advances in Materials Science*.
- [22] Mallick, P.K., Ed. (1997) *Composites Engineering Handbook*. CRC Press, .
- [23] Lagace, P.A. and Brewer, J.C. (1987) Studies of delamination growth and final failure under tensile loading. in: Matthews, F.L., Buskell, N.C.R., Hodgkinson, J.M. Morton, J. (Eds.). *Sixth Int. Conf. Compos. Mater. Second Eur. Conf. Compos. Mater. Vol. 5. Proc.*, Elsevier, 20-24 July 1987, Londonpp. 5.262-5.273.
- [24] Degrieck, J. (1997) *Mechanica van met vezels versterkte materialen*, Cursus, Gent, Faculteit Toegepaste Wetenschappen, 1997.
- [25] Verpoest, I. (1985) Schadeontwikkeling in komposieten, een beknopte inleiding tot een kompleks probleem. *Nieuwe Ontwikkelingen in de Vezelversterkte Kunststoffen. Part I. Flanders Technology International 1985, 25 February - 3 March 1985, Gent, Belgium, VVTI and TI (KVIV)*. 27.
- [26] Paepegem, W. Van (2002) *Development and finite element implementation of a damage model for fatigue of fibre-reinforced polymers*, Ghent University Architectural and Engineering Press, 2002.
- [27] Salkind, M. (n.d.) Fatigue of Composites. in: *Compos. Mater. Test. Des. (Second Conf.)*, ASTM International, pp. 143-143–27.
- [28] W. A. J. Albert (1837) Über treibseile am harz. *Archiv Für Mineralogie*,

Geognosie, Bergbau Und Hüttenkunde. 10:215–234.

- [29] Poncelet, J. V. (1939) Introduction à la mécanique industrielle. *Physique Ou Expérimentale. Zweite Ausgabe*.
- [30] Braithwaite, F. (1854) On the fatigue and consequent fracture of metals. *Minutes of the Proceedings of the Institution of Civil Engineers*. 13:463–474.
- [31] A. Wöhler (1871) Tests to determine the forces acting on railway carriage axles and the capacity of resistance of the axles. *Engineering*. 11:199.
- [32] Schulte, K. (1984) Stiffness reduction and development of longitudinal cracks during fatigue loading of composite laminates. *Cardon, A.H. and Verchery, G. (Eds.). Mechanical Characterisation of Load Bearing Fibre Composite Laminates*. 36–54.
- [33] Duchene, P., Chaki, S., Ayadi, A., and Krawczak, P. (2018) A review of non-destructive techniques used for mechanical damage assessment in polymer composites. *Journal of Materials Science*. 53 (11), 7915–7938.
- [34] Fujii, T., Amijima, S., Okubo, K. (1993) Microscopic fatigue processes in a plain-weave glass-fibre composite. *Composites Science and Technology*. 49 327–333.
- [35] Pandita, S.D., Huysmans, G., Wevers, M., and Verpoest, I. (2001) Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis directions. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 32 (10), 1533–1539.
- [36] Ramakrishna, N.N.K.. and Raman, S.G.S. (2005) Effect of contact pressure on fretting fatigue behaviour of Al₂Mg₂Si alloy AA6061. *International Journal of Fatigue*. 27 (3), 283–291.
- [37] Hamid, A.A. and Yahya, R.K. (2003) Influence of fretting on the fatigue strength at the vise clamp-specimen interface. *Bulletin of Materials Science*. 26 (7), 749–754.
- [38] Conner, B., Hutson, A., and Chambon, L. (2003) Observations of fretting fatigue micro-damage of Ti–6Al–4V. *Wear*. 255 (1–6), 259–268.
- [39] Attia M.H.; Waterhouse R.B. (1992) Standardization of Fretting Fatigue Test Methods and Equipment. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959.
- [40] Dobromirski, J. (n.d.) Variables of Fretting Process: Are There 50 of Them? in: Stand. Frett. Fatigue Test Methods Equip., ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959pp. 60-60–7.
- [41] Madge, J.J., Leen, S.B., and Shipway, P.H. (2007) The critical role of fretting wear

- in the analysis of fretting fatigue. *Wear*. 263 (1–6), 542–551.
- [42] Vingsbo, O. and Söderberg, S. (1988) On fretting maps. *Wear*. 126 (2), 131–147.
- [43] Buciumeanu, M. (2009) Prediction of fretting fatigue life, Universidade do Minho, 2009.
- [44] Rodríguez, V.M. (2019) Análisis del Shot Peening como Paliativo en Fatiga por Fretting, Universidad de Sevilla, 2019.
- [45] Navarro Pintado, C. (2005) Iniciación y crecimiento de grietas en fatiga por fretting, Universidad de Sevilla, 2005.
- [46] Eden, E.M., Rose, W.N., and Cunningham, P.L. (1911) The Endurance of Metals: Experiments on Rotating Beams at University College, London. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*. 81 (1), 839–974.
- [47] Tomlinson, G.A. (1927) The rusting of steel surfaces in contact. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*. 115 (771), 472–483.
- [48] Warlow-Davies, E.J. (1941) Fretting Corrosion and Fatigue Strength: Brief Results of Preliminary Experiments. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*. 146 (1), 32–38.
- [49] McDowell, J.R. (1953) Fretting Corrosion Tendencies of Several Combinations of Materials. in: Symp. Frett. Corros., ASTM International, pp. 24–39.
- [50] Fenner, A.J. and Field, J.E. (1958) La fatigue dans les conditions de frottement. *Revue de Métallurgie*. 55 (5), 475–485.
- [51] (2015) ASTM E2789-10(2015), Standard Guide for Fretting Fatigue Testing. ASTM International, West Conshohocken, PA.
- [52] Friedrich, K. (1986) Fretting fatigue failure of polyester resin and its glass fibre mat composites. *Journal of Materials Science*. 21 (5), 1700–1706.
- [53] Schulte, K., Friedrich, K., and Kutter, S. (1987) Fretting fatigue studies of carbon fibre/epoxy resin laminates. Part II: Effects of a fretting component on fatigue life. *Composites Science and Technology*. 30 (3), 203–219.
- [54] Jacobs, O., Friedrich, K., Marom, G., Schulte, K., and Wagner, H.D. (1990) Fretting wear performance of glass-, carbon-, and aramid-fibre/epoxy and peek composites. *Wear*.
- [55] Jacobs, O., Friedrich, K., and Schulte, K. (1991) Fretting fatigue of continuous carbon fibre reinforced polymer composites. *Wear*. 145 (1), 167–188.

- [56] Larsen, T.Ø., Andersen, T.L., Thorning, B., Horsewell, A., and Vigild, M.E. (2007) Comparison of friction and wear for an epoxy resin reinforced by a glass or a carbon/aramid hybrid weave. *Wear*. 262 (7–8), 1013–1020.
- [57] Hu, J., Zhang, K., Yang, Q., Cheng, H., Liu, S., and Yang, Y. (2017) Fretting behaviors of interface between CFRP and coated titanium alloy in composite interference-fit joints under service condition. *Materials & Design*. 134 91–102.
- [58] Baschnagel, F., Härdi, R., Triantafyllidis, Z., Meier, U., and Terrasi, G. (2018) Fatigue and Durability of Laminated Carbon Fibre Reinforced Polymer Straps for Bridge Suspenders. *Polymers*. 10 (2), 169.
- [59] Friedrich, K., Schulte, K., and Kutter, S. (1987) Sliding Wear and Fretting Fatigue Performance of Polymer Composite Laminates. in: *Compos. Struct.* 4, Springer, Dordrecht.
- [60] Bijwe, J., Indumathi, J., and Ghosh, A.. (2004) Role of fabric reinforcement on the low amplitude oscillating wear of polyetherimide composites. *Wear*. 256 (1–2), 27–37.
- [61] Campbell, G.S. and Lahey, R. (1984) A survey of serious aircraft accidents involving fatigue fracture. *International Journal of Fatigue*.
- [62] Hoepfner, D., Adibnazari, S., and Moesser, M.W. (1994) Literature Review and Preliminary Studies of Fretting and Fretting Fatigue Including Special Applications to Aircraft Joints. .
- [63] Zaheer-ul-Hassan (2013) Simulation of Fretting Fatigue, Cracking in Axial Disc–Blade Dovetail Joint in Aero Engine Compressors, University of Engineering & Technology-Taxila, Pakistan, 2013.
- [64] National Instruments (2010) NI PXIe-4330/4331 User Manual.
- [65] Amir, S.M.M., Sultan, M.T.H., Jawaid, M., Cardona, F., Ishak, M.R., and Yusof, M.R. (2017) Effect of Kevlar and carbon fibres on tensile properties of oil palm/epoxy composites. in: p. 030021.
- [66] Ekşi, S. and Genel, K. (2017) Comparison of Mechanical Properties of Unidirectional and Woven Carbon, Glass and Aramid Fiber Reinforced Epoxy Composites. *Acta Physica Polonica A*. 132 (3–II), 879–882.
- [67] Dutton, S., Kelly, D., and Baker, A. (2004) *Composite Materials for Aircraft Structures*, Second Edition. American Institute of Aeronautics and Astronautics, Reston, VA.
- [68] Song, J.H. (2015) Pairing effect and tensile properties of laminated high-

- performance hybrid composites prepared using carbon/glass and carbon/aramid fibers. *Composites Part B: Engineering*. 79 61–66.
- [69] Zweben, C. (1968) Tensile failure analysis of fibrous composites. *ALAA J.* 6 2325–2326.
- [70] Mittelman, A. and Roman, I. (1991) Monitoring the tensile deformation in real unidirectional Kevlar-epoxy composites. *NDT & E International*. 24 (2), 85–89.
- [71] Reis, P., Ferreira, J., Costa, J., and Richardson, M. (2009) Fatigue life evaluation for carbon/epoxy laminate composites under constant and variable block loading. *Composites Science and Technology*. 69 (2), 154–160.
- [72] Reis, P.N.B., Ferreira, J.A.M., Antunes, F.V., and Richardson, M.O.W. (2009) Effect of Interlayer Delamination on Mechanical Behavior of Carbon/Epoxy Laminates. *Journal of Composite Materials*. 43 (22), 2609–2621.
- [73] Amagi, S., Wajima, M., and Miyano, Y. (1992) Flexural fracture behavior of carbon/aramid hybrid unidirectional reinforced FRP. *Advanced Composite Materials*. 2 (4), 307–318.
- [74] Hashim, N., Abdul Majid, D.L., Zahari, R., and Yidris, N. (2017) Tensile Properties of Woven Carbon/Kevlar Reinforced Epoxy Hybrid Composite. *Materials Science Forum*. 890 20–23.
- [75] Ferreira, J., Reis, P., Costa, J., and Richardson, M. (2013) Fatigue behaviour of Kevlar composites with nanoclay-filled epoxy resin. *Journal of Composite Materials*. 47 (15), 1885–1895.
- [76] Bunsell, A.R. (1975) The tensile and fatigue behaviour of Kevlar-49 (PRD-49) fibre. *Journal of Materials Science*. 10 (8), 1300–1308.
- [77] Wang, Y. and Xia, Y.M. (1999) Experimental and theoretical study on the strain rate and temperature dependence of mechanical behaviour of Kevlar fibre. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 30 (11), 1251–1257.
- [78] Reis, P.N.B., Ferreira, J.A.M., Costa, J.D.M., and Santos, M.J. (2012) Fatigue performance of Kevlar/epoxy composites with filled matrix by cork powder. *Fibers and Polymers*. 13 (10), 1292–1299.
- [79] Fernando, G., Dickson, R.F., Adam, T., Reiter, H., and Harris, B. (1988) Fatigue behaviour of hybrid composites. *Journal of Materials Science*. 23 (10), 3732–3743.
- [80] Dickson, R.F., Fernando, G., Adam, T., Reiter, H., and Harris, B. (1989) Fatigue behaviour of hybrid composites. *Journal of Materials Science*. 24 (1), 227–233.

- [81] Swolfs, Y., Gorbatikh, L., and Verpoest, I. (2014) Fibre hybridisation in polymer composites: A review. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 67 181–200.
- [82] El Kadi, H. and Ellyin, F. (1994) Effect of stress ratio on the fatigue of unidirectional glass fibre/epoxy composite laminae. *Composites*. 25 (10), 917–924.
- [83] Ferreira, J.A., Costa, J.D., and Reis, P.N.. (1999) Static and fatigue behaviour of glass-fibre-reinforced polypropylene composites. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 31 (1), 67–74.
- [84] Ferreira, J.A., Costa, J.D., Reis, P.N., and Richardson, M.O.. (1999) Analysis of fatigue and damage in glass-fibre-reinforced polypropylene composite materials. *Composites Science and Technology*. 59 (10), 1461–1467.
- [85] Reis, P.N.B., Ferreira, J.A.M., Antunes, F.V., and Costa, J.D.M. (2007) Flexural behaviour of hybrid laminated composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 38 (6), 1612–1620.
- [86] Muñoz, S., Navarro, C., and Domínguez, J. (2004) Influencia del coeficiente de rozamiento en fretting.
- [87] Kato, T. and Magario, A. (1994) The Wear of Aramid Fiber Reinforced Brake Pads: The Role of Aramid Fibers. *Tribology Transactions*. 37 (3), 559–565.
- [88] Buciumeanu, M., Miranda, A.S., and Silva, F.S. (2008) Evolution of Relevant Parameters on Fretting Fatigue Tests. *Key Engineering Materials*. 385–387 565–568.
- [89] Kim, M.S. and Shin, H.S. (2000) Effects of pad material on fretting fatigue behavior in CFRP laminates. *Key Engineering Materials*.